

Bewertung und Zuverlässigkeitsanalyse von Underfillmaterialien für die Flip-Chip-Technik

von Diplom-Physiker
Ingolf Rau
aus Karl-Marx-Stadt

von der Fakultät IV - Elektrotechnik und Informatik
der Technischen Universität Berlin
zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor der Ingenieurwissenschaften
- Dr.-Ing. -

genehmigte Dissertation

Promotionsausschuss:

Vorsitzender:	Prof. Dr.-Ing. E. Obermeier
1. Gutachter:	Prof. Dr.-Ing. Dr. E.h. H. Reichl
2. Gutachter:	Prof. Dr.-Ing. C. Boit

Tag der wissenschaftlichen Aussprache: 8. Juli 2005

Berlin 2005
D 83

Danksagungen

Diese Arbeit ist durch eine hervorragende Zusammenarbeit mit der Robert Bosch GmbH, dem Fraunhofer Institut für Zuverlässigkeit und Mikrointegration und der Technischen Universität Berlin entstanden.

Mein ganz besonderer Dank gebührt Herrn Prof. Dr. Dr. Reichl für die wissenschaftliche Betreuung an der Technischen Universität Berlin. Durch sein permanentes Engagement und Interesse, aber auch durch die vielen tiefgründigen Diskussionen und seine hilfreichen Anregungen ist die Anfertigung dieser Arbeit ermöglicht worden.

Für die Übernahme des zweiten Gutachtens bedanke ich mich bei Herrn Prof. Dr. Boit von der Technischen Universität Berlin.

Ich danke meinem Betreuer bei der Robert Bosch GmbH, Herrn Dr. Liebing, für seine aktive Unterstützung und seine zahlreichen wertvollen Hinweise bei der Nutzung der firmeninternen wissenschaftlichen Infrastruktur, der Organisation und Durchführung der Experimente als auch bei der Abfassung dieser Arbeit.

Ein herzliches Dankschön gilt Herrn Ralf Mießner für die langjährige Unterstützung während meiner Promotionszeit. Von seinen fachlichen Kenntnissen und seiner Erfahrung konnte ich während der Anfertigung dieser Arbeit erheblich profitieren.

In diesem Zusammenhang möchte ich mich auch bei allen weiteren AVT-Spezialisten in Waiblingen, Herrn Ulrich Schaaf, Herrn Hartmut Rohde und Herrn Klaus Zeh für die täglich exzellente Zusammenarbeit, die praktische Mithilfe an der Promotionsarbeit, die Einführung in den schwäbischen Kulturkreis und die vielen schönen Erlebnisse während der letzten 5 Jahre bedanken.

Weiterhin danke ich den Mitarbeitern der FV/PLK4 und der FV/PLK der Robert Bosch GmbH in Waiblingen für aktive Unterstützung und das fast schon familiäre Arbeitsumfeld. Sie haben alle einen maßgeblichen Anteil am Gelingen dieser Arbeit.

Bei der Robert Bosch GmbH in Schwieberdingen wurde mir wertvolle Unterstützung bei der Durchführung der Vibrationstests durch Herrn Meißner und Herrn Bohrer sowie bei der Flip-Chip-Montage durch die Mitarbeiter der FV/PLV3 zuteil. Auch dafür vielen Dank!

Herr Karl-Friedrich Becker vom IZM Berlin danke für SAM-Analysen, Zuverlässigkeitsuntersuchungen, viele wertvolle Diskussionsbeiträge und seine ständige Hilfsbereitschaft während der gesamten Promotionszeit.

In diese Danksagung schließe ich auch all diejenigen Mitarbeiter vom IZM Berlin und von der TU Berlin ein, die mich bei der Anfertigung dieser Arbeit unterstützt haben.

Abschließend möchte ich allen Verwandten, Freunden und Kollegen einen herzlichen Dank sagen, die mir während der Promotionszeit in der einen oder anderen Hinsicht geholfen haben, vorrangig meinem Großvater, meinen Eltern und meiner Freundin für den starken Rückhalt besonders in der Endphase dieser Arbeit.

Inhaltsverzeichnis

Abkürzungsverzeichnis	viii
Zusammenfassung	xi
1 Einleitung	1
2 Grundlegende Betrachtungen zur Flip-Chip-Technik auf Leiterplatte	5
2.1 Der Prozessablauf	5
2.2 Der Underfillprozess	8
2.3 Die Zuverlässigkeit von Flip-Chip-Aufbauten	12
2.3.1 Lotermüdung in nicht unterfüllten Flip-Chips	12
2.3.2 Einfluss des Underfillmaterials auf die Zuverlässigkeit	14
3 Eigenschaften der Underfillmaterialien	17
3.1 Thermomechanische Eigenschaften	17
3.1.1 Grundlegende Betrachtungen zu Struktur und thermomechanischen Eigenschaften von Duroplasten	17
3.1.2 Einfluss der Feuchtigkeit auf die thermomechanischen Eigenschaften	18
3.1.3 Bestimmung der thermischen Ausdehnung und der Glasübergangstemperatur	19
3.1.4 Bestimmung von Speicher- und Elastizitätsmodul	21
3.1.5 Bestimmung der Quellung	25
3.1.6 Bestimmung der Kohäsion	25
3.2 Adhäsion	29
3.2.1 Grundlegende Betrachtungen zur Adhäsion	29
3.2.2 Bestimmung der Oberflächenspannung	33
3.2.3 Einfluss der Feuchtigkeit auf die Adhäsion	34
3.2.4 Bestimmung der Zugscherfestigkeit	35

4	Voraussetzungen für einen zeitsparenden Zuverlässigkeitstest von Underfillmaterialien	39
4.1	Vorüberlegungen	39
4.2	Experimentelle Randbedingungen	42
5	Ableiten der Testbedingungen für die Feuchtigkeitslagerung	45
5.1	Diffusion	45
5.2	Bestimmung der Diffusionseigenschaften	51
5.3	Simulation der Feuchtigkeitsverteilung	57
5.3.1	Beschreibung des Simulationsmodelles	57
5.3.2	Ergebnisse der Simulation	60
6	Ableiten der Testbedingungen für den Vibrationstest	67
6.1	Beschreibung der Vibration von Platten	67
6.2	Aufbau des Vibrationstests	72
6.3	Simulation der mechanischen Belastungen im Flip-Chip-Verbund	75
6.3.1	Beschreibung des Modelles und der berechneten Größen	75
6.3.2	Ergebnisse der Simulation	82
6.4	Schwingverhalten des Flip-Chip-Aufbaus	89
7	Bewertung des Kombinationstests	95
7.1	Festlegen der Testparameter	95
7.2	Zeitsparende Kombination aus Pressure-Cooker-Test und Vibrationstest	99
7.3	Kombinationstest aus 85/85-Lagerung und Vibrationstest	104
7.4	Kombinationstest aus Lagerung in feuchter Atmosphäre und Temperaturwechseln . .	107
7.5	Temperaturwechseltests	112
7.6	Gegenüberstellung der Testmethoden	119
7.7	Schlussfolgerungen	120
A	Mathematischer Anhang	123
A.1	Weibull-Statistik	123
B	Analysemethoden	125
B.1	Ultraschall- und Infrarot-Mikroskopie	125
B.2	Elektrische Messungen	127

Literaturverzeichnis	131
Lebenslauf	143

Abkürzungsverzeichnis

85/85	85 % relative Luftfeuchte bei 85 °C
AEC	Automotive Electronics Council
DIN	Deutsche Industrie-Norm
DMA	Dynamisch-Mechanische Analyse
DVT	Design Verification Test
E-Modul	Elastizitätsmodul
FEM	Finite-Elemente-Methode
FR4	Flame Retardant 4 - schwer entflammbares Epoxidharz mit Glasfasergewebe
HALT	Highly Accelerated Life Testing
HAST	Highly Accelerated Stress Testing
IR	infrarot
IZM	Fraunhofer-Institut für Zuverlässigkeit und Mikrointegration
JEDEC	Joint Electron Device Engineering Council
MicroDAC	micro Deformation Analysis by means of Correlation based algorithms
MIL	military
PC	Pressure-Cooker-Gefäß
PC-Lagerung	Lagerung im Pressure-Cooker bei 100 % relativer Luftfeuchte und 121 °C
PI	Polyimid
r. F.	relative Luftfeuchte
REM	Rasterelektronenmikroskopie
SAM	Scanning Acoustic Microscopy - Rasterultraschallmikroskopie
SMT	Surface Mount Technology
SnPb-	Zinn-Blei-
TGA	Thermo-Gravimetrische Analyse
TMA	Thermo-Mechanische Analyse
TUB	Technische Universität Berlin
TW	Temperaturwechsel
UBM	Under Bump Metallization
UV	ultraviolett

Zusammenfassung

Aufgrund immer kürzer werdender Entwicklungszeiten in der Elektronikindustrie wird nach schnelleren Auswahlverfahren für die zu verwendenden Materialien gesucht. Die Bewertung der Materialien bezüglich ihrer Zuverlässigkeit nimmt einen besonders hohen Stellenwert ein. In dieser Arbeit wurde ein zeitsparender Kombinationstest für Underfillmaterialien entwickelt, der die Adhäsion des Underfillers an der Polyimidpassivierung im realen Flip-Chip-Aufbau nach Lagerung in feuchter Atmosphäre bewertet.

Es konnte gezeigt werden, dass die Adhäsion des Underfillers an der Grenzfläche zur Chippassivierung die primäre Schwachstelle für die Zuverlässigkeit von Flip-Chip-Aufbauten ist, und deshalb vorrangig geprüft werden muss. Aus Zugscherexperimenten ergab sich, dass die Adhäsion von handelsüblichen Underfillmaterialien unter dem Einfluss von Feuchtigkeit um mehr als 50 % abnehmen kann.

Der zeitsparende Test für Underfillmaterialien besteht aus einer Lagerung in einem Pressure-Cooker-Gefäß bei 121 °C und 100 % relativer Luftfeuchte und einer anschließenden mechanischen Beanspruchung durch Vibration bei Raumtemperatur. Durch die definierte mechanische Beanspruchung im Vibrationstest wird es möglich, die Fläche der Delaminationen als Bewertungskriterium für die Underfillmaterialien zu verwenden. Sie ist eine quantifizierbare Größe, die sowohl vom Diffusionskoeffizienten des Underfillers als auch von dessen Haftfestigkeit in feuchter Atmosphäre abhängt.

Um eine adäquate Lagerzeit des Flip-Chip-Aufbaus im Pressure-Cooker abzuleiten, wurden die Materialien Underfiller, Lötstopplack und Polyimid sowie das Leiterplattenbasismaterial bezüglich ihrer Volumendiffusionseigenschaften charakterisiert. Dafür wurde ein erweitertes Ficksches Diffusionsmodell mit drei Parametern verwendet, welches eine zusätzliche irreversible Bindung erster Ordnung der Feuchtigkeit beschreibt. Damit kann eine lineare Feuchtigkeitsaufnahme über die Sättigungskonzentration eines rein Fickschen Ansatzes hinaus modelliert werden, wie sie bei Epoxidharzen und Polyimiden beobachtet wird. Darauf aufbauend wurden die Feuchtigkeitskonzentrationen im Flip-Chip-Aufbau mit Hilfe einer Finite-Elemente-Simulation berechnet. Entsprechend den Ergebnissen aus den durchgeführten Kombinationstests eignet sich diese Methode für eine Abschätzung von Mindestlagerzeiten. Demnach sollten die Testzeiten so gewählt werden, dass Wassermolekülkonzentrationen zwischen $2,5 \cdot 10^{20} \text{ cm}^{-3}$ und $10 \cdot 10^{20} \text{ cm}^{-3}$ im Underfiller berechnet werden.

Im anschließenden Vibrationstest wird der Underfiller in Bezug auf die Diffusionseigenschaften und die Haftfestigkeit geprüft. Ein Flip-Chip-Aufbau mit zentraler Chipposition wurde an den Ecken eingespannt und mit sinusförmigen Vibrationen angeregt. Dabei wird der Flip-Chip in analoger Form und Größe zu Temperaturwechseln verformt.

Die Ergebnisse einer linearelastischen Finite-Elemente-Simulation zeigen, dass mit dem Vibrationstest die Scherspannungen und -dehnungen im Underfiller abgebildet werden können, welche in Temperaturwechseln aus der Differenz der Ausdehnungskoeffizienten von Leiterplatte und Chip resultie-

ren. Bei konstanter Temperatur fehlt eine Voraussetzung für diejenigen zyklischen Zugspannungen und -dehnungen, die in Temperaturwechseltests durch die thermomechanische Fehlanpassung des Underfillers an seine benachbarten Materialien verursacht werden. Deshalb treten diese nicht während der mechanischen Vibrationsbeanspruchung auf und die Adhäsion des Underfillers im Flip-Chip-Aufbau wird unabhängig von seinen thermomechanischen Eigenschaften bewertet.

Sowohl der zeitsparende Kombinationstest als auch die durchgeführten Standardzuverlässigkeitstests, Feuchtigkeitslagerung und Temperaturwechsel, sowie Kombinationen aus den Standardzuverlässigkeitstests liefern Delaminationen des Underfillers vom Polyimid als Versagensmechanismus des Underfillmaterials. Es besteht ein direkter Zusammenhang zwischen der Größe der Delamination und den elektrischen Ausfällen.

Mit dem zeitsparenden Zuverlässigkeitstest kann ein in feuchter Atmosphäre gut haftender Underfiller selektiert werden, der sich besonders für den Einsatz unter den rauen Umweltbedingungen des Automobilsektors eignet. Im Vergleich zu standardisierten Zuverlässigkeitstests, die mehrere Wochen bis Monate in Anspruch nehmen können, verkürzt er die Evaluierungszeit auf weniger als eine Woche. Dieser Geschwindigkeitsvorteil wird durch einen definierten Testaufbau ermöglicht, von dem die Testspezifikationen abhängen, und in dem nur das Underfillmaterial variiert wird.

Ein weiterer Vorteil des zeitsparenden Kombinationstests im Vergleich zu klassischen Materialprüfungen liegt in der Verwendung eines realen Flip-Chip-Aufbaus. Damit liegen die Materialien während der Tests in den relevanten Kombinationen und Dimensionen nach einer der Produktionsrealität entsprechenden Verarbeitungshistorie vor.

Mit der vorgestellten Methodik des zeitsparenden Kombinationstests aus Vorkonditionierung in feuchter Atmosphäre und Vibration wurde eine Grundlage für die systematische Untersuchung der Einflussfaktoren Feuchtigkeitskonzentration, Temperatur und Zeit auf die Haftfestigkeit im Flip-Chip-Aufbau geschaffen. Sie kann auch auf andere Verpackungs- und Fügetechniken angewendet werden, die polymere Verbundmaterialien zum Schutz vor Umwelteinflüssen und zur mechanischen Stabilisierung einsetzen. Die vorgestellte Methodik ist somit ein wertvolles Hilfsmittel für die Erhöhung der Zuverlässigkeit von neuen Materialien.

1. Einleitung

Zuverlässigkeit ist die Beschaffenheit einer Einheit bezüglich ihrer Eignung, während oder nach vorgegebenen Zeitspannen bei vorgegebenen Anwendungsbedingungen die Zuverlässigkeitsforderungen zu erfüllen (DIN 40 041).

Die Bewertung der Zuverlässigkeit eines Produktes erfolgt durch Zuverlässigkeitsprüfungen, die sich nach realistischer Betrachtung über die gesamte Lebensdauer unter den Anwendungsbedingungen erstrecken müssten. Da dies nicht möglich ist, werden zeitraffende Zuverlässigkeitstests durchgeführt. Die Testzeitverkürzung wird durch Überbeanspruchung erreicht, wobei sich die Ausfallerscheinungen im Vergleich zum realen Einsatz nicht ändern dürfen. Eine Zuverlässigkeitsprüfung kann deshalb erst als relevant eingestuft werden, wenn die ersten Feldausfälle mit den gleichen Ausfallphänomenen vorliegen. Da dies in der Praxis nicht immer gegeben ist, bezieht man sich auf die Erfahrungen mit früheren Produktgenerationen ähnlicher Bauart.

Ausfälle in elektronischen Komponenten, beispielsweise durch Elektromigration, Delaminationen, Oxidation oder mechanische Ermüdungsbrüche, werden durch gewöhnliche Umwelt- und Betriebsfaktoren, wie hohe Ströme, Feuchtigkeit, erhöhte Temperaturen, Temperaturschwankungen und Vibrationen verursacht. Neue Produkte müssen deshalb in Zuverlässigkeitstests auf ihre Eignung für den realen Einsatz qualifiziert werden. Zu diesem Zweck wurden in der Elektronikbranche Teststandards wie die JEDEC-Standards (Standards des Joint Electron Device Engineering Council) [1, 2] oder die MIL-Standards (Militär-Standards der USA) [3] festgelegt.

Besonders hohen Belastungen sind Automobilelektronikkomponenten ausgesetzt. Wondrak und Wilde zeigen, dass in einer Getriebesteuerung durchaus Temperaturen bis 100 °C und im geschützten Passagierraum an Wintertagen Feuchtigkeitskonzentrationen von 80 % relativer Luftfeuchte auftreten [4, 5]. Im Hinblick auf zukünftige Anwendungen für Motorensteuerung und Abgasmanagement müssen Elektronikkomponenten bis 175 °C und für Medienbeständigkeit gegen Öl, Abgase und Feuchtigkeit ausgelegt werden. Zu diesem Zweck existieren in der Automobilindustrie normierte Testmethoden für die Qualifikation von neuen Produkten.

In Tab. 1.1 sind stellvertretend einige Standardtestbedingungen des Automotive Electronics Councils [6, 7, 8] aufgeführt, der von Chrysler, Ford und Delco gegründet wurde. In der Literatur über elektronische Baugruppen, wie z. B. Flip-Chip-Aufbauten, wird besonders häufig auf die Ergebnisse der Feuchtigkeitslagerung und der Temperaturwechseltests verwiesen. Deshalb werden diese beiden Testvarianten in dieser Arbeit als Standardtests bezeichnet und angewendet.

Die bisher erwähnten Testvarianten sollen sicherstellen, dass ein Produkt die gestellten Anforderungen erfüllt und unter Einsatzbedingungen funktioniert. Sie werden als Design-Verifikationstests (DVT's) bezeichnet, in denen ein erfolgreiches Entwicklungsprodukt keine Ausfälle zeigt.

Wie aus Tab. 1.1 zu erkennen ist, benötigen DVT's viel Zeit, an der es in der Entwicklungsphase man-

Test	Testbedingungen	Erlaubte Anzahl von Ausfällen
Temperaturlagerung	1000 h bei T_{\max}	0 von 77
Feuchtigkeitslagerung	1000 h bei 85 °C / 85 % relativer Luftfeuchte	0 von 77
Passive Temperaturwechsel (TW's) für integrierte Schaltkreise (integrated circuits - IC's)	1000 TW's von -50 °C bis 150 °C	0 von 231
Aktive Temperaturwechsel für IC's	1000 TW's von -40 °C bis 125 °C unter Funktion	0 von 231
Vibrationstest für IC's	4 min bei 50 g und 20 Hz bis 2000 Hz	0 von 231

Tab. 1.1: Beispielhafte Auswahl an Tests für elektronische Komponenten nach den Teststandards Q100, Q101 und Q200 des Automotive Electronics Councils [6, 7, 8]

gelt. Deshalb wurde in den letzten Jahren eine neue Testvariante, das HALT (Highly Accelerated Life Testing), immer populärer [9]. Die Philosophie eines HALT unterscheidet sich grundlegend von der eines Standardtests. Das Produkt wird absichtlich überbeansprucht, um so schnell wie möglich einen Ausfall zu induzieren. Durch stufenweises Erhöhen der Belastung werden die schwächsten Stellen in einem Design offengelegt.

HALT gibt Aufschluss über die Operations- und Zerstörungsgrenzen des Erzeugnisses. Die Operationsgrenze ist die Belastung, ab der ein Produkt nicht mehr funktioniert. Nach dem Entlasten gewinnt es jedoch seine volle Funktionalität zurück. Nach Überschreiten der Zerstörungsgrenze des Produktes tritt eine permanente Schädigung auf.

Der Fokus des HALT liegt auf der Analyse der entdeckten Fehlermechanismen und der Kürze des Tests. Das Verständnis der Ausfallsmodi ermöglicht Designänderungen, welche die Haltbarkeit des Produktes verlängern. Obwohl die auferlegten Belastungen viel höher als die Spezifikationen sind, zeigen sie üblicherweise Fehler, die im Feld auftreten. Eine genaue Fehleranalyse hilft, die relevanten von den irrelevanten Ausfällen zu unterscheiden. Nach der Analyse der Fehlermodi entsteht ein tiefes Verständnis für die Schwachstellen in einem Produkt, welches für Designverbesserungen hilfreich ist. Der Sinn des HALT ist demnach das Finden der schwächsten Stelle im Design, das Ableiten von Gegenmaßnahmen und das Hinausschieben der Operations- und Zerstörungsgrenzen eines Produktes. Es liefert keinen Beweis, dass ein Erzeugnis seine Spezifikationen und Anforderungen erfüllt. Damit kann es die konventionellen Testmethoden nicht ersetzen. HALT hilft jedoch, ein Produkt zu entwickeln, das die Standardtests beim ersten Durchlauf besteht.

Die verwendeten Materialien, Prozesse und Testprozeduren für gehäuste elektronische Bauelemente orientieren sich an den Anforderungen der größten Märkte für Elektronik, der Datentechnik, der Telekommunikation und der Verbraucherelektronik [10, 11]. Die Automobilzulieferindustrie muss deshalb oft nach eigenen Lösungen der elektronischen Aufbau- und Verbindungstechnik suchen, um

den höheren Anforderungen in ihrem Sektor gerecht zu werden. Eine nutzbare Verpackungstechnik stellt die Direktmontage von ungehäusten Chips dar [12], bei der die Schaltkreise direkt ohne Zwischenträger mit dem Schaltungsträger verbunden und verkapselt werden. Der Hersteller kann somit alle Montage-, Verkapselungs-, und Testschritte selbst kontrollieren [11]. Zudem bietet die Direktmontage die Möglichkeit einer zusätzlichen Miniaturisierung im Vergleich zum Einsatz gehäuster Bauformen. Eine platzsparende Form der Direktmontage ist die Flip-Chip-Technik auf Leiterplatte, die sich durch kurze und verlustarme Signalwege auszeichnet und sich besonders für Hochleistungsanwendungen mit hoher Anschlussdichte eignet [13].

Das Ziel der Arbeit ist, einen Materialtest zu entwickeln, der eine bessere und schnellere Bewertung des Einflusses der Underfillmaterialien auf die Zuverlässigkeit von Flip-Chip-Aufbauten auf Leiterplatten gestattet. Diesem Materialtest soll eher die Philosophie des HALT als die eines Standardtests zu Grunde liegen. Er soll eine schnellere Underfillerqualifikation in der Design- und Entwicklungsphase eines Flip-Chip-Produktes gestatten. Deshalb genügt es, die Schwachstelle des Underfillmaterials im Flip-Chip-Aufbau zu prüfen und daraus eine Bewertung abzuleiten. Damit kann der Flip-Chip-Aufbau durch die Selektion des zuverlässigsten Underfillmaterials verbessert werden.

2. Grundlegende Betrachtungen zur Flip-Chip-Technik auf Leiterplatte

2.1 Der Prozessablauf

In Abb. 2.1 sind die einzelnen Prozessschritte der konventionellen Flip-Chip-Technologie zum Aufbau eines zuverlässigen Verbundes auf einer Leiterplatte skizziert. Die beschriebene Technologie ist identisch mit der Prozessabfolge für die Herstellung der in dieser Arbeit verwendeten Testaufbauten.

Die Under-Bump-Metallisierung wird als Haftvermittler, Diffusionsbarriere und Oberflächenveredelung für den anschließenden Bumpingprozess des Wafers auf den Bondpads der Chips abgeschieden.

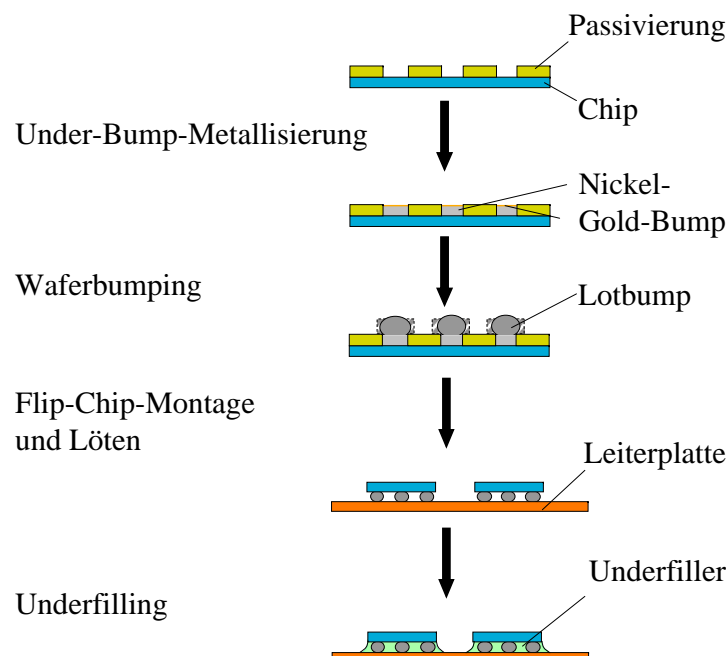


Abb. 2.1: Prozessschema der konventionellen Flip-Chip-Technologie

Das verwendete Waferbumpingverfahren erzeugt eutektische Zinn-Blei-Lotbumps (SnPb-Bumps) auf den Aluminiumpads der Chipstrukturen. Damit können dann die aus dem Wafer vereinzelt Chips auf die Leiterplatte gelötet werden. Abschließend wird der Flip-Chip-Verbund mit einem Klebstoff (Underfiller) unterfüllt, der die Bumps mechanisch entlastet und den Aufbau vor chemischen Einflüssen schützt.

Reine Oberflächen unedler Metalle wie Aluminium haben eine hohe Oberflächenenergie, weshalb sie unter atmosphärischen Bedingungen sofort oxidieren. Diese Oxidschicht ist niederenergetisch, somit stabil und schwer mit Lot benetzbar. Deshalb wird auf den Aluminium-Anschluss pads der Chips eine metallische Zwischenschicht mit einer edlen Oberfläche abgeschieden, die Under-Bump-Metallisierung (UBM). Sie ermöglicht den anschließenden Lötprozess, dient als Haftvermittler und schützt das Aluminium vor Korrosion. Hier wurde ein an der Technischen Universität Berlin (TUB) und dem Institut für Zuverlässigkeit und Mikrointegration Berlin (IZM) entwickeltes elektrochemisches Verfahren angewendet, mit dem eine Nickel-Gold-UBM stromlos erzeugt wird [14, 15, 16]. Die mit einem wenige Mikrometer hohem Nickel-Gold-Bump abgeschlossenen Anschluss pads werden von eutektischem SnPb-Lot benetzt, so dass die Lotbumps als elektrische Kontakte aufgebracht werden können.

Es existiert eine Vielzahl von Bumpingmethoden [12, 13, 17, 18] mit verschiedenen Lotlegierungen. Diese werden ständig weiterentwickelt und ergänzt, um die zukünftigen Anforderungen wie sinkende Abstände der Anschlüsse, Kostenreduzierung pro Bump und bessere Umweltverträglichkeit bei hoher Zuverlässigkeit zu erfüllen [19]. In dieser Arbeit wurde der Schablonendruck von Lotpaste angewendet. Dieser Standardprozess auf Schaltungsträgern wurde in den letzten Jahren speziell auf die erhöhten Anforderungen des Waferbumpings zugeschnitten [20, 21, 22, 23] (Abb. 2.2).

Auf die metallisierten Anschlussstellen des Wafers bzw. der Chips werden Depots aus Lotpaste aufgetragen, die sich aus feinkörnigen Lotkügelchen und Flussmittel zusammensetzen. Dafür werden die Öffnungen der Schablone über den Pads des Chips positioniert und die Lotpaste mit einer Rakel in diese Öffnungen gedrückt. Entscheidend für einen sicheren Prozess sind das Schablonenlayout, die Positionierung der Schablone sowie die Geschwindigkeit und der Anpressdruck des Rakels. Nach dem Entfernen der Schablone bleiben die Lotpastendepots stehen und überdecken die Pads. Der bedruckte Wafer wird nun in einem Reflowofen durch ein Temperaturprofil gefahren, um die Lotdepots zu Bumps umzuschmelzen. Bei niedrigeren Temperaturen verflüchtigt sich der niederviskose Anteil im Flussmittel, welcher das Reduktionsmittel löst und gleichmäßig verteilt. Mit steigender Temperatur beginnt der hochviskose Lösungsmittelanteil zu fließen und transportiert das Reduktionsmittel zu Lot und Pad. Dieses reduziert die Oberflächenoxide auf den Lotkügelchen, entfernt die

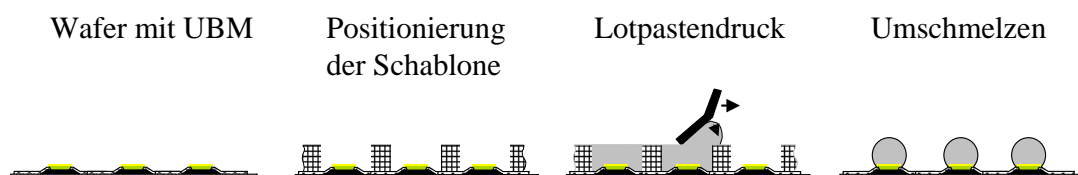


Abb. 2.2: Waferbumping

Verunreinigungen auf dem Pad und verflüchtigt sich mit dem Lösungsmittel. Dadurch agglomeriert das Lot beim Überschreiten des Liquidus in der Peakzone des Temperaturprofils und benetzt das Pad. Zwischen den metallischen Phasen findet eine Interdiffusion statt, die eine feste metallurgische Verbindung mit der UBM etabliert. Da das Lot die Chippassivierung nicht benetzt, formt es aufgrund seiner Oberflächenspannung über den Pads eine Kugel. Im abgekühlten Zustand verbleibt ein fester Höcker mit feinkörnigen homogen verteilten zinn- und bleireichen Phasen.

Nach der Reinigung von Flussmittlrückständen wird der Wafer auf eine gerahmte Folie aufgeklebt und in einzelne Chips gesägt.

Die Montage von Flip-Chips mit Lotbumps auf Schaltungsträgern wurde Ende der sechziger Jahre von IBM als C4-Prozess (Controlled Collapse Chip Connection) (Abb. 2.3) entwickelt [24]. Heute lassen sich die Montage und das anschließende Underfilling in einer SMT-Fertigungslinie (SMT- Surface Mount Technology - Oberflächenmontage) integrieren [25]. Je nach Bestückautomat werden die Chips in der Großserie direkt von der Folie gepickt oder vorher in Gurten bzw. in Kassetten abgelegt, aus denen der Automat die Chips entnimmt. Die vergleichbar geringe Anzahl an Flip-Chips in dieser Arbeit wurde jedoch manuell in Kassetten ablegt und mit einem Fine-Placer bestückt.

Um die Oberflächen der Lotbumps und der Anschluss pads auf der Leiterplatte zu reinigen und für den Lötprozess zu aktivieren, muss vor dem Bestücken der Leiterplatte Flussmittel auf die Kontaktstellen appliziert werden. Dafür wird der Chip mit seinen Bumps kurz in einen aufgerakelten Flussmittelfilm definierter Tiefe getaucht, so dass ein Teil des Flussmittels an den Bumps haften bleibt.

Nach dem Flussmittelauftrag wird der Chip mit seinen Bumps direkt auf den Anschlussstellen der Leiterplatte positioniert.

Die bestückte Leiterplatte wird wieder durch ein Temperaturprofil in einem Reflowofen gefahren, in dem die schon beschriebenen physikalischen und chemischen Vorgänge ablaufen. Das Flussmittel reduziert die Oberflächenoxide auf den Bumps und aktiviert die Kontaktstellen des Schaltungsträgers. Nach Überschreiten der Liquidustemperatur schmilzt das Lot und benetzt die Pads der Leiterplatte. Es stellt sich ein Gleichgewicht zwischen der potentiellen Energie des Chips und der Oberflächenenergie des Lotes ein [26]. Der Chip sinkt nicht direkt auf die Leiterplatte, sondern wird aufgrund der Oberflächenspannung vom Lot in einer bestimmten Höhe über der Leiterplatte gehalten. Daraus resultiert der Standoff, der die Breite des Spalts zwischen Chippassivierung und Leiterplattenoberfläche (Lötstopplack) bezeichnet. Da die Energie in Summe für alle Bumps des Flip-Chip-Verbundes

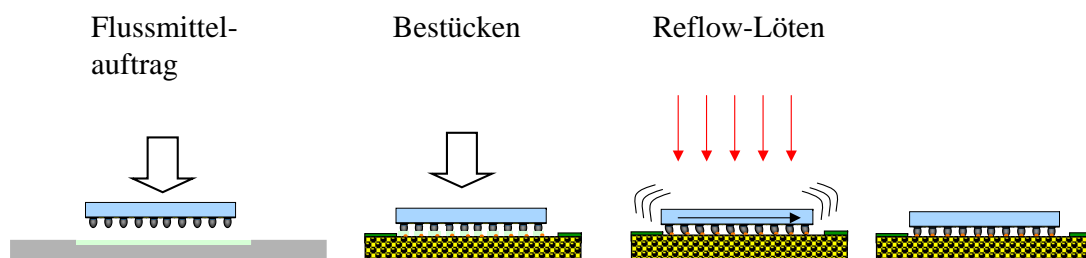


Abb. 2.3: Flip-Chip-Montage

minimal sein muss, zentriert sich der Chip selbst über den Pads des Schaltungsträgers [27]. Dieser Effekt wird auch als Selbstjustage bezeichnet. Nach dem Abkühlen hat sich eine stoffschlüssige metallurgische Verbindung zwischen dem Lot und den Anschluss pads herausgebildet und der Chip ist funktionsfähig in die elektronische Schaltung integriert.

2.2 Der Underfillprozess

Aufgrund des Unterschieds der thermischen Ausdehnungskoeffizienten zwischen Leiterplatte (ca. $15 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$) und Siliziumchip ($2,8 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$) bewirken Temperaturwechsel (TW's) eine hohe Scherbeanspruchung der Bumps. Deshalb lässt sich ein zuverlässiger Flip-Chip-Aufbau auf Leiterplatte nur mit Hilfe des Einsatzes eines polymeren Underfillmaterials realisieren [28, 29].

Die meisten Underfiller basieren auf Epoxidharzsystemen, d. h. auf oligomeren Verbindungen mit mehr als einer Epoxidgruppe (Abb. 2.4) pro Molekül, die zur Herstellung von Duroplasten eingesetzt werden [30]. Die Vernetzung der Epoxidharzkomponenten erfolgt als Polyaddition mit einem beigemischten Härter [31] (Abb. 2.5). Die Reaktion wird üblicherweise durch Wärmezufuhr aktiviert und läuft exotherm ab. Andere Aktivierungsformen, wie Ultraviolettlicht- oder Mikrowellen-Bestrahlung sind wenig verbreitet.

Handelsübliche Underfillmaterialien sind Einkomponentensysteme, in denen Harz und Härter schon vermischt sind. Deshalb sind die Lager- und Verarbeitungszeiten stark temperaturabhängig [32, 33]. Underfiller werden heute üblicherweise bei Temperaturen $T \geq 150 \text{ }^{\circ}\text{C}$ für einige Minuten thermisch vernetzt (ausgehärtet).

Um die mechanischen Eigenschaften des Underfillers auf den jeweiligen Anwendungsfall anzupassen, werden der Harzmatrix glasartige oder kristalline Füllstoffe beigemischt.

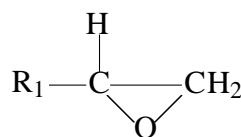


Abb. 2.4: Epoxidgruppe

Polyaddition:

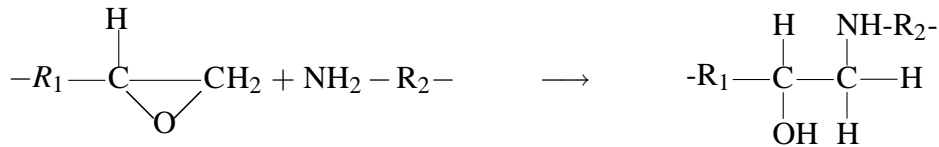


Abb. 2.5: Beispiel einer möglicher Vernetzungsreaktionen von Epoxidharzen

Konventionelle Underfillmaterialien werden neben dem Chip appliziert, so dass sie aufgrund der Kapillarkräfte den Spalt zwischen Chip und Leiterplatte füllen (Abb. 2.6). Im Folgenden werden einige Gesichtspunkte des Underfillprozesses aufgeführt, die seine Komplexität verdeutlichen. Eine ausführliche Diskussion des Einflusses der Underfillereigenschaften und der Prozessparameter auf die Qualität des Vergusses wird in der Literatur geführt [33].

Der Fließvorgang der Underfillmaterialien kann nach Schwiebert und Leong [34] in erster Näherung als laminare quasistatische Strömung einer inkompressiblen, Newtonschen Flüssigkeit zwischen zwei planparallelen Platten modelliert werden (Abb. 2.7). Aus der Navier-Stokes-Gleichung und der Laplace-Young-Gleichung folgt der Ausdruck für die Fließzeit:

$$t = \frac{3\nu L^2}{h\gamma_{fl/g} \cos \theta}, \quad (2.1)$$

wobei

t	die Fließzeit,
ν	die Viskosität,
L	die gefüllte Länge,
h	die Spaltbreite zwischen den Platten,
$\gamma_{fl/g}$	die Oberflächenspannung der Flüssigkeit und
θ	der Kontaktwinkel von der Flüssigkeit zur Plattenoberfläche ist.

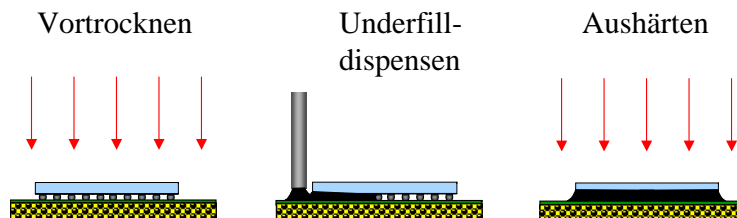


Abb. 2.6: Schema des konventionellen Underfillings

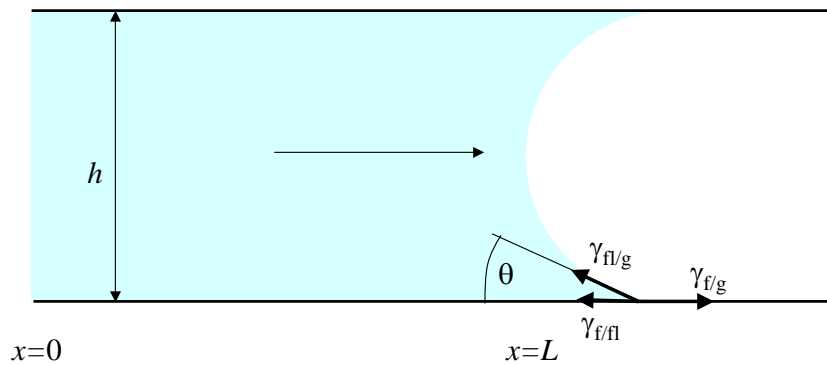


Abb. 2.7: Schema des Fließens des Underfillers zwischen zwei parallelen Platten

Eine kurze Fließzeit bzw. ein schnelles Underfilling wird laut Gl. 2.1 durch eine geringe Viskosität, eine hohe Oberflächenspannung des flüssigen Underfillers sowie durch einen geringen Kontaktwinkel begünstigt.

Die Viskosität lässt sich durch die Füllstoffart und den Füllstoffgehalt und die Größenverteilung der Füllstoffe maßgeblich beeinflussen [33, 35]. Ein Merkmal der laminaren Strömung ist die parabelförmige Fließgeschwindigkeitsverteilung senkrecht zur Plattenoberfläche, bei der an der Plattenoberfläche die Geschwindigkeit Null und in der Spaltmitte maximal wird. Aufgrund des Geschwindigkeitsgradienten müssen sich die Füllstoffe aneinander vorbeibewegen. Ein hoher Füllstoffgehalt und eine niedrige Packungsdichte der Füllstoffverteilung wirken demzufolge hinderlich auf den Fluss des Underfillers [36]. Die Viskosität und die Tendenz zum Entmischen der Füllstoffe steigt [36, 37]. Deshalb sollten die Partikel nicht größer als $1/10h$ sein [38]. Jedoch agglomerieren feine Füllstoffe kleiner $1\text{ }\mu\text{m}$ zu größeren Partikeln und der Strömungswiderstand erhöht sich ebenfalls.

Die Viskosität unvernetzter Underfiller nimmt exponentiell mit der Temperatur ab [33]. Da die Vernetzung der Underfiller ein thermisch aktivierter Prozess ist, zeigt deren Geschwindigkeit eine Arrheniusabhängigkeit von der Temperatur. Mit zunehmenden Vernetzungsgrad steigt die Viskosität des Underfillers. Deshalb gibt es für das Underfilling eine optimale Prozesstemperatur, die einen schnellen Verguss ohne eine verstärkt einsetzende Vernetzungsreaktion gestattet [32].

Der Kontaktwinkel ist ein Maß für die Benetzung der Plattenoberfläche. Er resultiert aus einem Gleichgewicht zwischen den Oberflächenspannungen von Platte und Flüssigkeit sowie der Grenzflächenspannung zwischen Flüssigkeit und Platte. Im statischen Gleichgewicht gilt unter der Annahme einer homogenen perfekten glatten Festkörperoberfläche die Young-Dupré-Gleichung:

$$\gamma_{f/fl} = \gamma_{f/g} - \gamma_{fl/g} \cdot \cos \theta, \quad (2.2)$$

wobei

- $\gamma_{f/g}$ die Oberflächenspannung des Festkörpers gegenüber einer gasförmigen Umgebung,
- $\gamma_{fl/g}$ die Oberflächenspannung der Flüssigkeit gegenüber einer gasförmigen Umgebung und
- $\gamma_{f/fl}$ die Grenzflächenspannung zwischen Flüssigkeit und Festkörper ist.

Die Ober- bzw. Grenzflächenspannungen werden auch spezifische Ober- bzw. Grenzflächenener-

gien genannt, da sie eine Energie pro Fläche beschreiben. Anhand von Gl. 2.1 und Gl. 2.2 wird die Ursache der Kapillarkraft deutlich. Je größer die Differenz zwischen der Oberflächenspannung der Plattenoberfläche und der Grenzflächenspannung der benetzten Grenzfläche $\gamma_{f/g} - \gamma_{f/fl} = \gamma_{fl/g} \cos \theta$ ist, desto schneller füllt sich der Spalt. Durch die Benetzung der Plattenoberflächen ergibt sich ein energetisch günstigerer Zustand, weshalb sich der Spalt füllt. Demnach sind hochenergetische Oberflächen von Chip und Leiterplatte und eine Underfillerchemie, durch die eine niedrige Grenzflächenspannung nach der Benetzung erreicht wird, für ein schnelles Underfilling vorteilhaft.

Das Layout von Chip und Leiterplatte sowie die Anordnung der Bumps beeinflussen den Fluss des Underfillers außerordentlich [32, 38]. So führen topographische Höhenunterschiede auf der Leiterplatte und dem Chip zu variierenden Spaltbreiten und somit laut Gl. 2.1 zu unterschiedlichen Fließzeiten. Abnehmende Spaltbreiten können wiederum zu einer zusätzlichen Zunahme der Viskosität aufgrund eines ungünstigeren Verhältnisses von Füllstoffgröße zu Spaltbreite führen. Damit entstehen fingerförmige Fließfronten, die das Risiko von Lufteinschlüssen erhöhen.

Praktisch wird der Underfiller neben dem Chip durch eine Kanüle appliziert, die sich entlang der Chipkante bewegt. Dabei muss der Underfiller die Chipkante benetzen, damit das dosierte Material durch die Kapillarkraft unter den Chip gezogen wird. Sowohl die Fördergeschwindigkeit des Underfillers als auch die Geschwindigkeit und der Weg der Kanüle beeinflussen die sich herausbildende Fließfront und die Qualität des Vergusses.

Nach dem Underfilling formt sich aufgrund der Oberflächenspannung von Underfiller, Chip und Leiterplatte sowie der Grenzflächenenergien zwischen Underfiller und Chip bzw. Underfiller und Leiterplatte ein Underfillmeniskus um den Chip, der die Zuverlässigkeit des Verbundes erheblich beeinflusst [39]. Um einen gleichförmigen Meniskus zu erzielen, wird ein „Endsealing“ durchgeführt. Dafür wird eine geringe Menge von Underfillmaterial entlang aller Kanten um den Chip herum dispensiert.

Anhand dieser Aspekte des Underfillprozesses ist zu erkennen, dass nur mit einem Underfiller mit optimalen Verarbeitungseigenschaften ein stabiler Prozess zu realisieren ist.

Nach der Applikation des Underfillers wird das Harz üblicherweise bei Temperaturen größer 150 °C gehärtet. Das Polymer vernetzt und bildet einen festen Verbund zwischen Chip, Leiterplatte und Lotkugeln (siehe Abb. 2.8).

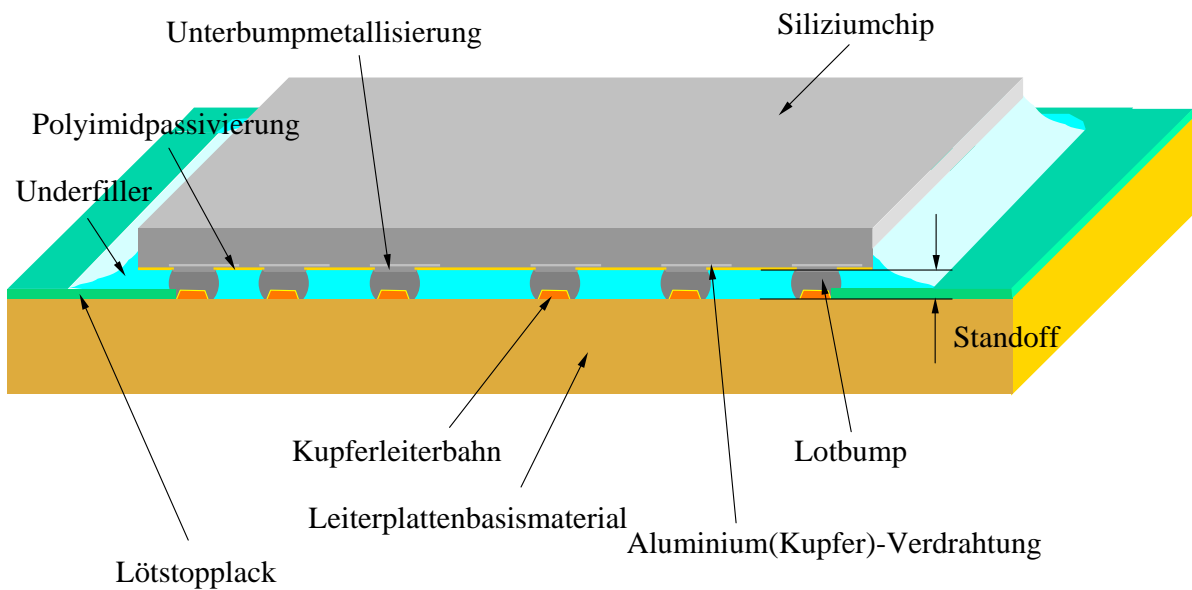


Abb. 2.8: Schematischer Aufbau eines Flip-Chips

2.3 Die Zuverlässigkeit von Flip-Chip-Aufbauten

Die elektrische Verbindung zwischen Chip und Schaltungsträger wird in der konventionellen Flip-Chip-Technologie durch Lotbumps gewährleistet. Deshalb sind für die Zuverlässigkeitsbetrachtung der Aufbau- und Verbindungstechnik von Flip-Chips alle Phänomene von Interesse, die zu einer Unterbrechung dieser Lotverbindung führen.

2.3.1 Lotermüdung in nicht unterfüllten Flip-Chips

Die Lebensdauer von Flip-Chips ohne Unterfiller wird in der Praxis durch Lotermüdung begrenzt, die durch Temperaturwechsel verursacht wird. Lau führt in seinem Buch verschiedene Modelle auf, welche die Lebensdauer von Lotverbindungen vorhersagen [40]. Unter diesen Modellen bildet das von Engelmaier vorgeschlagene Modell [41] die Basis für viele Lebensdauerprognosen der Oberflächenmontage. Es basiert auf der Coffin-Manson-Gleichung [42, 43]:

$$\bar{N}_f = C \epsilon_{\text{kriech}}^{-n} \quad (2.3)$$

mit

\bar{N}_f als Lebensdauer oder mittlere Anzahl der Lastwechsel bis zum Ausfall,
 ϵ_{kriech} als äquivalente Kriechdehnung pro Zyklus
 n, C und als Materialkonstanten.

Aufgrund der geringen Schmelztemperatur hat eutektisches SnPb-Lot bei den üblichen Einsatztem-

peraturen im Automobilsektor einen duktilen Charakter, wie es in zahlreichen Publikationen dokumentiert ist (z. B. [44, 45, 46, 47, 48, 49]). Das heißt, Lot kriecht („fließt“) in Richtung angelegter Spannungen und relaxiert. Zyklisches Kriechen führt laut Coffin und Manson zu Ermüdungsbrüchen im Material und somit zu einer begrenzten Lebensdauer \bar{N}_f .

In nicht unterfüllten Flip-Chip-Aufbauten ist der Chip nur über die Lotbumps mechanisch an den Schaltungsträger gekoppelt. Aufgrund der unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten von Schaltungsträger und Chip treten bei thermischen Wechsels zyklische Scherspannungen im Lotbump auf (Abb. 2.9), die zum Kriechen des Lotes führen. Bei homologen Temperaturen des Lotes oberhalb von ca. 0,5 und langsamen Temperaturänderungen, wie sie unter den Einsatzbedingungen im Automobil auftreten, relaxiert das Lot nahezu vollständig. (Die homologe Temperatur eines Materials bezeichnet das Verhältnis der Temperatur zur Schmelztemperatur gemessen in K.) Deshalb kann die Kriechdehnung in Gl. 2.3 durch die Scherdehnung im Bump $\Delta\gamma$ approximiert werden:

$$\bar{N}_f = \frac{1}{2} \left[\frac{\Delta\gamma}{2\varepsilon'_f} \right]^{\frac{1}{c}}, \quad (2.4)$$

wobei

\bar{N}_f die mittlere Anzahl der thermischen Lastwechsel bis zum Ausfall,
 $\Delta\gamma$ die Scherdehnungsänderung,
 ε'_f der Duktilitätskoeffizient und
 c der Duktilitätsexponent ist.

Die Materialkonstanten aus Gl. 2.3 sind durch die Materialkonstanten ε'_f und c ersetzt worden. Unter der Annahme vollständiger Relaxation in den Endpunkten, uniformer Dehnung des Bumps und der Vernachlässigung von Biegungen des Verbundes leitet Engelmaier einen Zusammenhang für

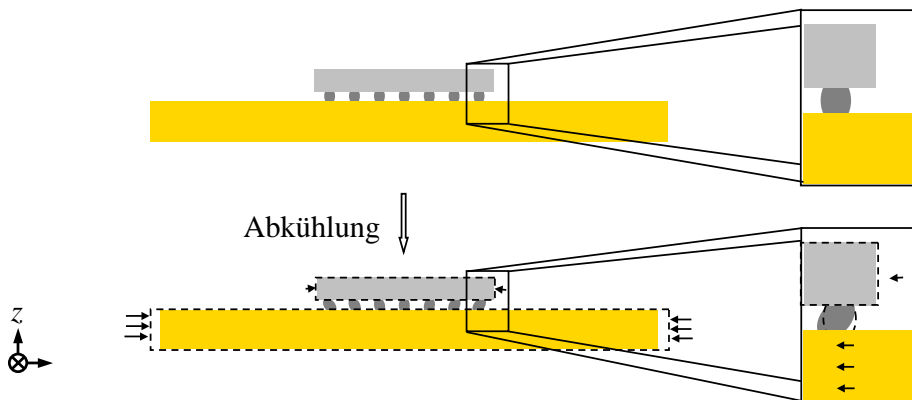


Abb. 2.9: Schema der Belastung eines nicht unterfüllten Flip-Chips. Die Pfeile (\rightarrow) symbolisieren Dehnungen.

eutektische SnPb-Bumps ab, der die Grundlage von Lebensdauerprognosen für militärische Geräte bildet [50]:

$$\bar{N}_f = 3.5 \left(\frac{d}{0.65h} [\alpha_{\text{Träger}} \Delta T - \alpha_{\text{Chip}} (\Delta T + T_{\text{Betrieb}})] \right)^{-2.26}, \quad (2.5)$$

wobei

d	der Abstand der Bumps von der Chipmitte,
h	der Standoff (siehe auch Abb. 2.8),
ΔT	die maximale Temperaturänderung während eines Temperaturwechsels und
T_{Betrieb}	die Temperaturerhöhung des Chips durch den aktiven Betrieb ist, und
α_{\dots}	die thermischen Ausdehnungskoeffizienten sind.

Für passive Temperaturwechsel von -40 °C bis 125 °C und für einen $10\text{ mm} \times 10\text{ mm}$ Siliziumchip ($\alpha_{\text{Chip}} = 2,8 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$) mit peripheren Anschlüssen und einem Standoff von $90\text{ }\mu\text{m}$ auf einer FR4-Leiterplatte (FR4 - Flame Retardant 4; schwer entflammbares, mit Glasfasergewebe verstärktes Epoxidharz) ($\alpha_{\text{Träger}} = 14,8 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$) würde sich eine Scherdehnungsänderung $\Delta\gamma = 0,155$ und eine Lebenszeit von $\bar{N}_f = 90$ Zyklen errechnen, eine sehr kurze Lebensdauer. Die reale Lebensdauer in thermischen Wechsellast ist noch erheblich kürzer, da sich die Dehnungen nicht homogen im Bump verteilen. Vielmehr existieren Regionen im Bump, in denen verstärktes Lotkriechen beobachtet wird. Dort ermüdet das Material schneller und führt zu früheren Ausfällen. Deshalb ist es unmöglich, die konventionelle Flip-Chip-Technik von ungekapselten Chips auf starren organischen Schaltungsträgern umzusetzen. Zuverlässige, nicht unterfüllte Flip-Chips konnten nur auf Keramiks substraten realisiert werden [51], die einen niedrigeren thermischen Ausdehnungskoeffizienten als organische Verbundmaterialien haben.

2.3.2 Einfluss des Underfillmaterials auf die Zuverlässigkeit

Mit der Einführung des Underfillprozesses (Ende der 80er Jahre) wurde der Grundstein für die Flip-Chip-Technik auf preiswerten organischen Substraten gelegt [52]. Das Underfillmaterial stellt eine feste Verbindung zwischen Chip und Schaltungsträger her. Dadurch können sich Chip und Schaltungsträger nicht mehr unabhängig voneinander ausdehnen. Vielmehr führen die unterschiedlichen Ausdehnungskoeffizienten zu einer Biegung des gesamten Flip-Chip-Verbundes (Abb. 2.10). Die Spannungen werden auf den ganzen Aufbau verteilt und die Dehnungen im Lotbump reduzieren sich. Mit Hilfe von MicroDAC (Micro Deformation Analysis by means of Correlation based algorithms) [53] können die Dehnungsfelder in Lotbumps experimentell aufgelöst und eine Verringerung der Scherdehnungen im Lot auf weniger als ein Zehntel im Vergleich zu ungekapselten Chips gezeigt werden [54, 55]. Diese Reduzierung der Scherdehnung führt zu einer Abnahme der Lotermüdung und einer signifikanten Zunahme der Zuverlässigkeit von Flip-Chip-Aufbauten [28].

Die Anforderungen an den Elastizitätsmodul (E-Modul) und den Ausdehnungskoeffizienten eines Underfillmaterials in einem Flip-Chip-Aufbau ohne Risse, Lunker und Delaminationen folgen aus zahlreichen in der Literatur veröffentlichten Ergebnissen von Temperaturwechseltests und den in Simulationen berechneten äquivalenten Kriechdehnungen im Lot (z. B. [56, 57, 58, 59]). Für Underfillmaterialien mit einem Elastizitätsmodul $E \geq 10\text{ GPa}$ und einem thermischen Ausdehnungskoeffizienten,

der dem Ausdehnungskoeffizienten des Lotes angepasst ist, existieren die geringsten Kriechdehnungen in einem Lotbump und die Lotermüdung ist minimal [33]. Diese mechanischen Eigenschaften können bislang nur durch den Zusatz eines hohen Anteils von ca. 50 bis 70 Gewichtsprozent anorganischer Füllstoffe (z. B. Siliziumdioxid-Gläser, Aluminiumoxid, Bornitrid, Aluminiumnitrid) mit hohem Elastizitätsmodul und geringem Ausdehnungskoeffizienten erreicht werden. [33, 35, 60, 61, 62]. Die Applikation des Underfillers führt aber zu einer Entlastung der Bumps zu Lasten der anderen Komponenten im Flip-Chip-Verbund. Die Lebensdauer wird nicht mehr hauptsächlich durch die Ermüdung des Lotes begrenzt. Es müssen neue Schadensmechanismen berücksichtigt werden, die aus den Spannungen und Dehnungen im Chip, im Underfiller und im Substrat resultieren [29].

Während der Abkühlung des Flip-Chip-Verbundes unterhalb der Vernetzungstemperatur des Underfillers kontrahieren die Leiterplatte und der Underfiller stärker als der Chip. Daraus resultiert äußerlich eine Krümmung des Flip-Chip-Aufbaus in Richtung der Leiterplatte (Abb. 2.10). Laut der Elastizitätstheorie würden an ideal-spitzen Kanten und Ecken der Grenzflächen zwischen zwei Materialien mit unterschiedlichen Ausdehnungskoeffizienten (wie beispielsweise Underfiller und Chip) Singularitäten in der Scherspannung und der Zugspannung entstehen (z.B. [68]), die zur Delamination führen können.

Vernachlässigt man Meniskus und Bumps, dann liegt ein Mehrschichtverbund vor, für den sich analytisch in den Randbereichen des Underfillers besonders hohe Zug- und Scherspannungen ergeben (Abb. 2.11) [63, 64, 65].

Wird der Meniskus berücksichtigt, dann werden die Zugspannungen durch zusätzliche Druckspannungen überlagert. Der Underfillmeniskus kontrahiert stärker als das Silizium und zieht somit den Chip in Richtung der Leiterplatte, so dass die Druckspannungen im Underfiller entstehen (Abb. 2.11, z. B. [39, 59, 66]). Mit wachsender Meniskusgröße dominieren in der Summe nun die Druckspannungen anstatt der Zugspannungen im Randbereich und der Verbund ist statisch stabiler. Es verbleiben die Scherspannungen an der Grenzfläche zwischen Underfiller und Chip im Randbereich, die ein Risiko für Delaminationen darstellen [59].

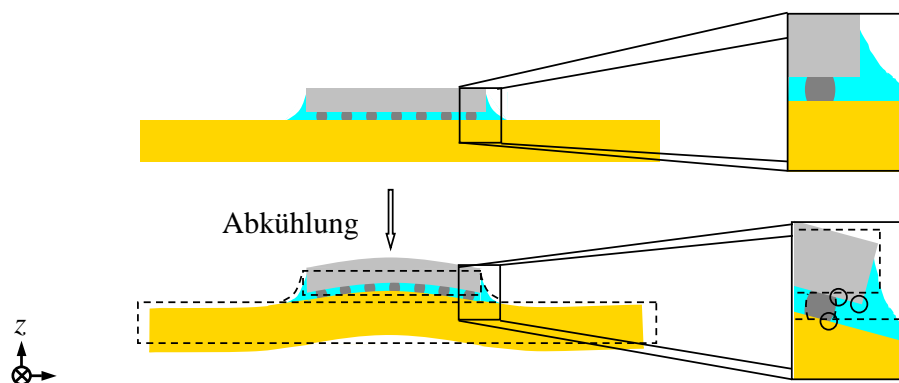


Abb. 2.10: Schema der Belastung eines unterfüllten Flip-Chips. Die Kreise schließen einige durch Spannungssingularitäten gefährdete Regionen mit hohem Delaminationsrisiko ein.

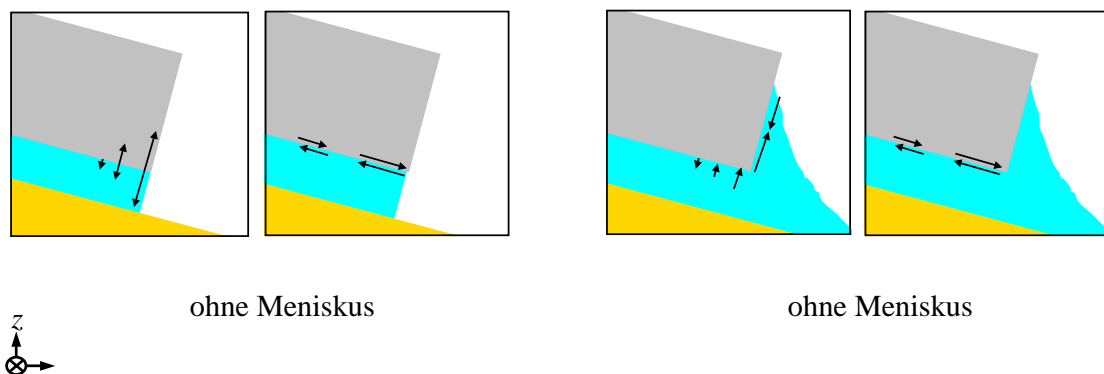


Abb. 2.11: Einfluss des Unterfillmeniskus beim Abkühlen des Flip-Chips-Verbundes. Die Pfeile stellen schematisch Zugspannungen (\rightarrow) bzw. Scherspannungen (\leftrightarrow) an der Grenzfläche zwischen Unterfiller und Chip dar.

Ist der thermische Schrumpf vom Unterfiller und Lötstopplack höher als der vom Lot, dann treten bei Abkühlung des Flip-Chip-Verbundes unterhalb der Vernetzungstemperatur des Unterfillers zusätzliche Zugspannungen im Unterfiller senkrecht zur Substratoberfläche und an der Grenzfläche zwischen Chip und Unterfiller auf [59].

Da Duroplaste wie Unterfiller, Lötstopplack und Leiterplattensubstrat einen inelastischen Charakter haben, führen im Flip-Chip-Verbund induzierte Spannungen zum Fließen, Relaxieren und unter dynamischer mechanischer Beanspruchung zur Materialermüdung [67]. Das Auftreten von Rissen und Delaminationen ausgehend von scharfen Kanten und Ecken in den Randbereichen und den Bumpregionen des Flip-Chip-Verbundes ist die Folge. Darüber gibt es in der Literatur vielfältige Publikationen, z. B. [29, 33, 68, 69, 70, 71, 72, 73].

Ist die Integrität des Verbundes gestört, dann können sich Chip und Leiterplatte relativ zueinander freier bewegen und die Scherdeformationen im Lot nehmen zu [68, 74].

Risse an Grenzflächen sind Defekte, die zur Nukleation von neuen Rissen in den benachbarten Materialien führen können und deshalb ein erhebliches Zuverlässigkeitsrisiko für den Lotbump darstellen [29].

Für den Unterfiller bedeutet es, dass eine hohe Adhäsion zu Chippassivierung, Lot und Lötstopplack sowie eine hohe Kohäsion eine notwendige Voraussetzung für einen zuverlässigen Flip-Chip-Verbund sind.

Es zeigt sich, dass die mechanische Entlastung der Bumps in unterfüllten Flip-Chip-Aufbauten zu einer Belastung des Unterfillers führt. Eine Beanspruchung des Unterfillers und seiner Grenzflächen ist somit nicht vermeidbar und thermische Wechsel werden zur Materialermüdung führen. Da die Entlastung des Bumps und eine hohe Zuverlässigkeit nur durch die Integrität des Unterfillers und seiner Grenzflächen gewährleistet werden kann, rückt neben den thermomechanischen Eigenschaften die Bewertung der Adhäsion und Kohäsion von Unterfillmaterialien in den Fokus der Materialauswahl.

3. Eigenschaften der Underfillmaterialien

Die Flip-Chip-Aufbauten in dieser Arbeit wurden auf einer FR4-Leiterplatte mit einem handelsüblichen Lötstopplack auf Epoxid/Akrylat-Basis realisiert. Als Chippassivierung wurde Polyimid (PI) eingesetzt und die Flip-Chips wurden mit vier handelsüblichen Underfillmaterialien auf Epoxidharzbasis vergossen. Die folgende Diskussion der Eigenschaften bezieht sich deshalb auf diese Materialgruppe, insbesondere auf die verwendeten Underfillmaterialien A, B, C, D.

3.1 Thermomechanische Eigenschaften

3.1.1 Grundlegende Betrachtungen zu Struktur und thermomechanischen Eigenschaften von Duroplasten

Duroplaste, zu denen auch die hier betrachteten Underfillmaterialien in der Flip-Chip-Technik gehören, zeichnen sich durch ein dichtes dreidimensionales Netzwerk von kovalenten chemischen Bindungen aus und sind deshalb wenig plastisch verformbar.

Nach der Vernetzung liegen Duroplaste bei hohen Temperaturen im viskoelastischen Zustand vor. Die Hauptvalenzen sind stabil ausgebildet, aber viele niederenergetische Bindungen zwischen den langkettigen Makromolekülen wie z. B. Wasserstoffbrücken, Dipol-Dipol-Wechselwirkungen und Van-der-Waals-Bindungen sind instabil. Deshalb können langreichweitige Strukturveränderungen der Molekülketten stattfinden, wie z. B. Änderungen der Kettenkonformation (Strukturänderungen der Makromoleküle durch Rotation um die Bindungsachse der Hauptvalenzen) [67, 75].

Mit dem Abkühlen des Polymers werden die langreichweitigen Strukturveränderungen mit hoher Aktivierungsenergie unwahrscheinlich, da zusätzliche Bindungen wie Wasserstoffbrücken auftreten und die Konformationsänderungen der Makromoleküle erschweren. Deshalb kann das Polymer nicht mehr in der energetisch günstigeren strukturellen Gleichgewichtskonfiguration relaxieren. Das Polymer geht von einem Gleichgewichts- in einen Nichtgleichgewichtszustand über und erstarrt quasistatisch als Glas. Über einen längeren Zeitraum sind Strukturänderungen jedoch wahrscheinlich, so dass Duroplaste selbst bei tiefen Temperaturen einem Gleichgewicht entgegenstreben. Der Übergang vom viskoelastischen in den glasförmigen Zustand erfolgt nicht abrupt, sondern vollzieht sich in einem Temperaturbereich während des Abkühlens und wird durch eine mittlere Temperatur, der Glasübergangstemperatur T_G charakterisiert. Mit dem Glasübergang ändern sich die makroskopischen Eigenschaften von viskoelastischem zu duroplasttypischem, glasartigem Verhalten.

Niederenergetischere sekundäre Strukturänderungen kürzerer Reichweite wie Symmetrieänderungen

einzelner Molekülgruppen treten auch bei Temperaturen unterhalb von T_G auf. Sie werden bei tiefen Temperaturen $T < T_G$ eingefroren. Diese Prozesse haben eine geringe oder keine Auswirkung auf makroskopische Strukturen und mechanische Eigenschaften, beeinflussen aber Prozesse auf molekularer Ebene.

Die internen molekularen Symmetrieänderungen und das Lösen von quasichemischen Bindungen sind thermisch aktivierte Reaktionen. Daraus resultiert eine Abhängigkeit der Relaxationsgeschwindigkeit von der Temperatur. Bei höheren Temperaturen relaxiert das Polymer schneller als bei tieferen Temperaturen. Die Temperaturabhängigkeit der Relaxationsgeschwindigkeit hat eine direkte Analogie zwischen der Bestimmung der mechanischen Materialkonstanten bei erhöhter Temperatur oder während einer längeren Messzeit zur Folge. Dabei wird vom Temperatur-Zeit-Verschiebungsprinzip gesprochen, was sich beispielsweise für den Elastizitätsmodul wie folgt formulieren lässt:

$$\begin{aligned} E(1/t, T) &= E_{T_0}(a(T, T_0) \cdot 1/t), \\ E(\log(1/t), T) &= E_{T_0}(\log a(T, T_0) - \log t), \end{aligned} \quad (3.1)$$

Hier bezeichnen:

E	den Elastizitätsmodul,
$\log a(T, T_0)$	den Verschiebungsparameter,
T	die Temperatur,
T_0	die Referenztemperatur und
t	die Zeit.

Der Verschiebungsfaktor wird häufig durch die Williams-Landel-Ferry-Gleichung (WLF-Gleichung) ausgedrückt [67]. Für die Beschreibung großer Temperaturbereiche kann die Beschreibung mit Hilfe der WLF-Gleichung in manchen Fällen nicht mehr ausreichend sein. Dafür werden andere Ansätze vorgeschlagen [76, 77].

3.1.2 Einfluss der Feuchtigkeit auf die thermomechanischen Eigenschaften

Die in der Flip-Chip-Technik verwendeten Kunststoffe absorbieren Wasser aus einer feuchten Umgebung. Wasser kann sich an polare Gruppen anlagern und somit die Ausbildung von polaren Bindungen, z. B. von Wasserstoffbrückenbindungen, verhindern [78]. Physikalische Bindungen, die auf Dipol-Dipol-Wechselwirkungen beruhen, werden aufgrund der dielektrischen Eigenschaften von Wasser geschwächt [79]. Mit der Abnahme der Bindungskräfte kann sich das polymere Netzwerk ausdehnen, so dass die Segmentbeweglichkeit steigt [79]. Das Polymer quillt, der E-Modul sinkt und die Glasübergangstemperatur verschiebt sich zu niedrigeren Temperaturen (z. B. [80, 81, 82, 83]).

Die Feuchtigkeitsaufnahme kann zur Hydrolyse [84] und Ausbildung von Rissen und Crazes (rissförmige Mikrohohlräume, die durch Fibrillen aus stark verstecktem Polymer verbrückt sind) im Polymer führen [85]. Die Energien der Rissoberflächen sinken aufgrund von Feuchtigkeitsadsorption an den Oberflächen und durch Korrosion. Insgesamt wird dadurch eine Rissentstehung energetisch günstiger und die Festigkeit sinkt [31].

Der Umweltfaktor Feuchtigkeit kann demnach die mechanischen Eigenschaften der Polymere im

Flip-Chip-Verbund wesentlich verändern und muss in Material- und Zuverlässigkeitsanalysen berücksichtigt werden.

3.1.3 Bestimmung der thermischen Ausdehnung und der Glasübergangstemperatur

Die thermische Dehnung von Underfiller- und FR4-Proben im Bereich von Raumtemperatur bis 180°C wurde mit Hilfe thermomechanischer Analyse (TMA) untersucht. Dafür wurden quaderförmige Proben in einer temperierbaren Kammer positioniert und die Position eines auf der Probe senkrecht aufsitzenden Stempels in Abhängigkeit von der Temperatur gemessen. Die Positionsänderung des Stempels entspricht der Längenänderung $\Delta l(T)$ der Probe.

In Abb. 3.1 ist das Ergebnis einer TMA-Messung eines Würfels aus Underfillmaterial A mit der Kantenlänge $l = 5 \text{ mm}$ grafisch dargestellt. Unter- und oberhalb der Glasübergangstemperatur T_G zeigt $\Delta l(T)$ einen linearen Anstieg über der Temperatur. In diesen Bereichen können zwei thermische Ausdehnungskoeffizienten α_1 bzw. α_2 für das Polymer angegeben werden. Im ca. 30 bis 50 K breiten Bereich des Glasübergangs nimmt der Ausdehnungskoeffizient stetig zu und geht von α_1 in α_2 über. Der Schnittpunkt der Regressionsgeraden für die linearen Bereiche $T < T_G$ und $T > T_G$ liefert einen Wert für die Glasübergangstemperatur T_G .

Aus den Messungen der Wärmekapazität, der Komponenten des Spannungs-Dehnungs-Tensors oder der dielektrischen Eigenschaften können ebenfalls Glasübergangstemperaturen ermittelt werden, die voneinander abweichen. Der Grund liegt im unterschiedlichen Relaxationsverhalten des Polymers in den entsprechenden Experimenten. Vergleichbar sind nur Glasübergangstemperaturen, die mit der gleichen Methode unter den gleichen Randbedingungen bestimmt wurden. Die in dieser Arbeit angegebenen Werte der Glasübergangstemperaturen beziehen sich ausschließlich auf TMA-Messungen mit einer Heizrate von 5 K/min.

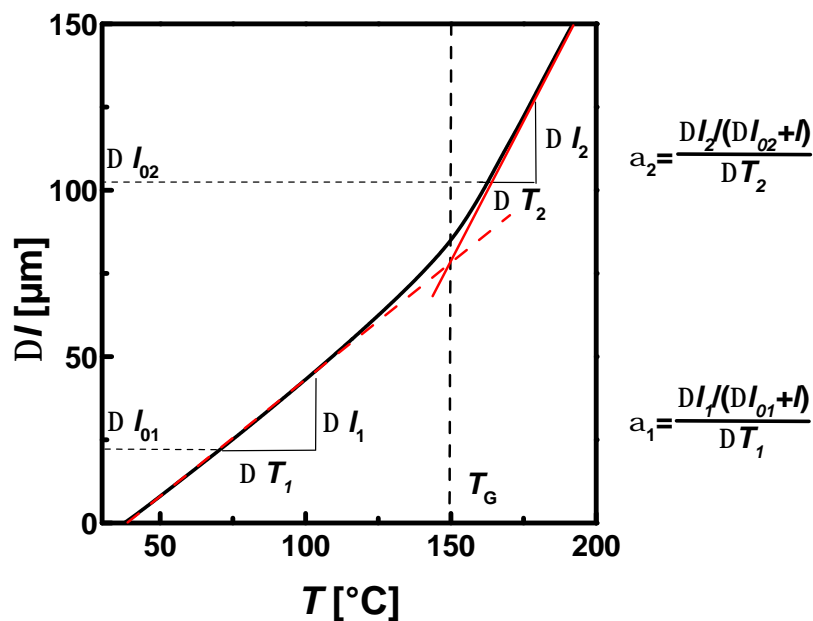


Abb. 3.1: Längenänderung eines $5 \text{ mm} \times 5 \text{ mm} \times 5 \text{ mm}$ -Würfels des Underfillers A

In Abb. 3.2 sind die Werte für α_1 und α_2 der Underfillmaterialien und des FR4 zusammengefasst. Der Ausdehnungskoeffizient α_1 vom Underfiller A ist im Vergleich zu den anderen Underfillmaterialien besser an den thermischen Ausdehnungskoeffizienten von SnPb-Lot $\alpha_{\text{Lot}} = 24 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$ angepasst und in diesem Bezug am günstigsten für eine hohe Zuverlässigkeit in Temperaturwechseltests [33, 59]. Die Underfillmaterialien B, C und D haben einen höheren Ausdehnungskoeffizienten α_1 und verhalten sich diesbezüglich annähernd gleich bei Temperaturwechseln.

Mit höherem Füllstoffanteil sinkt der Ausdehnungskoeffizient [35, 61, 62], wobei Füllstoffgrößenverteilung, Füllstoffart und die Wechselwirkung vom Füllstoff mit der Polymermatrix einen Einfluss haben [62]. Deshalb können die genauen Abhängigkeiten nur füllstoff- und matrixspezifisch formuliert und nicht für Stoffsysteme verschiedener Hersteller verallgemeinert werden. Dennoch kann der Unterschied des Ausdehnungskoeffizienten α_1 zwischen dem Underfillmaterial A und den Materialien B, C und D durch einen signifikant höheren Keramik-Füllstoffanteil in A erklärt werden. Nach Veraschung der Polymermatrix bei 600 °C wurden 53 Vol.% Füllstoff in A, dagegen nur 24 Vol.%, 11 Vol.% und 24 Vol.% in B, C und D bestimmt.

FR4-Leiterplattensubstrate sind heiß verpresste Glasfaserlamine, deren Materialeigenschaften demzufolge eine deutliche Anisotropie aufweisen. Die Glasfasern des FR4 verlaufen entlang der x - bzw. y -Richtung und sind in z -Richtung verflochten. Deshalb ergeben sich die näherungsweise orthotropen Materialeigenschaften.

In Abb. 3.3 sind die gemessenen Glasübergangstemperaturen für unkonditionierte und mit Feuchtigkeit gesättigte Proben aus den Underfillmaterialien und dem FR4 dargestellt. Die unkonditionierten Underfillmaterialien haben Glasübergangstemperaturen größer 130 °C und sollten deshalb unterhalb dieser Temperatur überwiegend glasartiges Materialverhalten zeigen. Durch die Feuchtigkeitsaufnahme verschiebt sich die Glasübergangstemperatur zu niedrigen Temperaturen. Während nach Lagerung bei 85 % relativer Luftfeuchte (r. F.) und 85 °C (85/85-Lagerung) nur moderate Unterschiede zwischen der Verringerung der Glasübergangstemperaturen der Materialien existieren, zeigen sich nach der Lagerung im Pressure-Cooker bei 100 % r. F. und 121 °C (PC-Lagerung) deutlichere Differenzen.

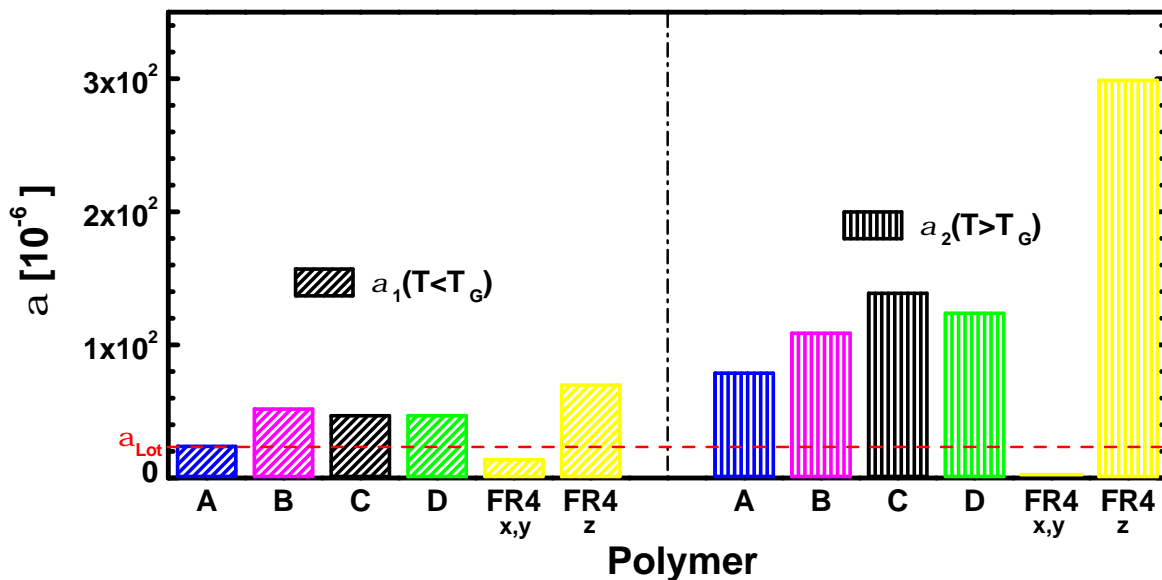


Abb. 3.2: Ausdehnungskoeffizienten der Underfillmaterialien und des FR4

Für den Underfiller B kann man demnach eine niedrige Viskosität und für den Underfiller C eine höhere Viskosität bei hohen Temperaturen und nach Lagerung im Pressure-Cooker erwarten.

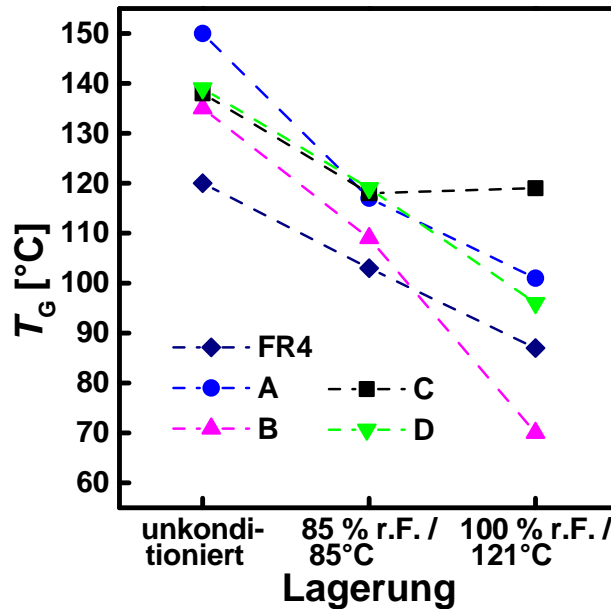


Abb. 3.3: Vergleich der Glasübergangstemperaturen ungesättigter und mit Feuchtigkeit gesättigter Expoxidharzverbunde nach 500 h 85/85-Lagerung sowie 80 h PC-Lagerung

3.1.4 Bestimmung von Speicher- und Elastizitätsmodul

Die viskoelastischen Eigenschaften lassen sich in dynamisch-mechanischen Experimenten untersuchen. Dabei werden die Proben einem sinusförmigen Spannungsfeld ausgesetzt. Aufgrund der Viskosität ergibt sich eine phasenverschobene Dehnung des Materials. Dafür eignet sich die Beschreibung mit komplexen Größen:

$$\sigma(t) = \sigma_0 e^{i\omega t} \quad (3.2)$$

$$\varepsilon(t) = \varepsilon_0 e^{i(\omega t - \phi)} \quad (3.3)$$

$$E^*(\omega) = E'(\omega) + iE''(\omega) = \frac{\sigma_0(\omega)}{\varepsilon_0(\omega)e^{-i\phi}} \quad (3.4)$$

zudem gilt,

$$\frac{1}{V} \frac{dW}{dt} = \text{Re}(\sigma) \frac{\text{Re}(d\varepsilon)}{dt} = -\frac{\varepsilon_0^2}{2} E' \omega \sin(2(\omega t - \phi)) + \varepsilon_0^2 E'' \omega \sin^2(\omega t - \phi), \quad (3.5)$$

wobei

E^*	der komplexe Elastizitätsmodul,
E'	der Speichermodul,
E''	der Verlustmodul,
ω	die Kreisfrequenz,
ϕ	die Phasenverschiebung von Dehnung zu Spannung,
σ_0	die Amplitude der Spannung,
ε_0	die Amplitude der Dehnung,
V	das Volumen,
W	die mechanische Arbeit und
t	die Zeit ist.

Der erste zu E' proportionale Summand von Gl. 3.5 ändert sein Vorzeichen periodisch mit der doppelten Frequenz der Verformung. Er beschreibt, dass die im Kunststoff gespeicherte elastische Energie bei der Entspannung wieder freigesetzt wird. Der zweite Summand ist zu E'' proportional und negativ. Das Zeitintegral über ihn liefert den Anteil der aufgewendeten Energie, der in den Kunststoff irreversibel eingebracht wird. Er führt zur Erwärmung und zu strukturellen Veränderungen des Polymers. Somit spiegeln der Speichermodul E' den elastischen und der Verlustmodul E'' den viskosen Charakter wider. Im Fall des Übergangs vom glasförmigen in den viskoelastischen Zustand wird ein Absinken des Speichermoduls und ein Anstieg des Verlustmoduls beobachtet.

Mit Hilfe von dynamisch-mechanischer Analyse (DMA) wurden die frequenzabhängigen E-Moduli E^* der Underfillmaterialien A und C sowie vom FR4 bestimmt. Die Proben wurden zyklisch gezogen, und die Kraft-Weg-Kurven anhand der Probengeometrie in Spannungs-Dehnungs-Kurven umgerechnet und ausgewertet. Dabei wurde die Testfrequenz in 15-minütigen Intervallen periodisch von 0,5 bis 50 Hz durchlaufen und die Temperatur um 0,5 K/min erhöht.

In Abb. 3.4 sind die E-Moduli der Underfiller A und C für 0,5 Hz und 50 Hz aufgetragen. Die Kurven zeigen das typische Verhalten von Duroplasten. Im Bereich der im Abschnitt 3.1.3 gemessenen Glasübergangstemperaturen sinkt der Speichermodul mit zunehmender Temperatur und es steigt der Verlustmodul. Die charakteristischen Eigenschaften des Glasübergangs der $E(T)$ -Kurven bei 50 Hz sind im Vergleich zu den Kurven bei 0,5 Hz zu höheren Temperaturen verschoben, was eine unmittelbare Folge des Temperatur-Zeit-Verschiebungsprinzips ist.

Aufgrund seines hohen Füllstoffgehalts [60, 61] hat der Underfiller A einen höheren Speichermodul E' als Underfiller C. Damit kann er im Flip-Chip-Aufbau den Lotbump besser vor Dehnungen schützen, jedoch Spannungen schlechter kompensieren als Underfiller C. Für beide Underfillmaterialien bleibt der Speichermodul bei Erwärmung bis 125 °C nahezu konstant und der Verlustmodul ist ca. einen Faktor Tausend geringer, so dass näherungsweise ein elastisches Materialverhalten in den folgenden Betrachtungen angenommen wird.

Die Konstruktion der Master-Kurve des Underfillers C für 25 °C ist in Abb. 3.5 dargestellt. Die Master-Kurve ergibt sich durch Aneinanderreihen und Überlappen der linear, entlang der logarithmisch geteilten Abszisse, verschobenen $E(f)$ -Kurven. Analog ergeben sich die Master-Kurven für das Underfillmaterial A und das FR4 in den Abb. 3.6 und 3.7. Es sei angemerkt, dass sich die konstruierten Masterkurven aus DMA-Messungen weniger für viskoelastische Berechnungen bei niedrigen Frequenzen eignen können als beispielsweise die Ergebnisse von Relaxationsversuchen, die bei

konstanter Temperatur über einen Zeitraum von mehreren Minuten bis Stunden durchgeführt werden [86].

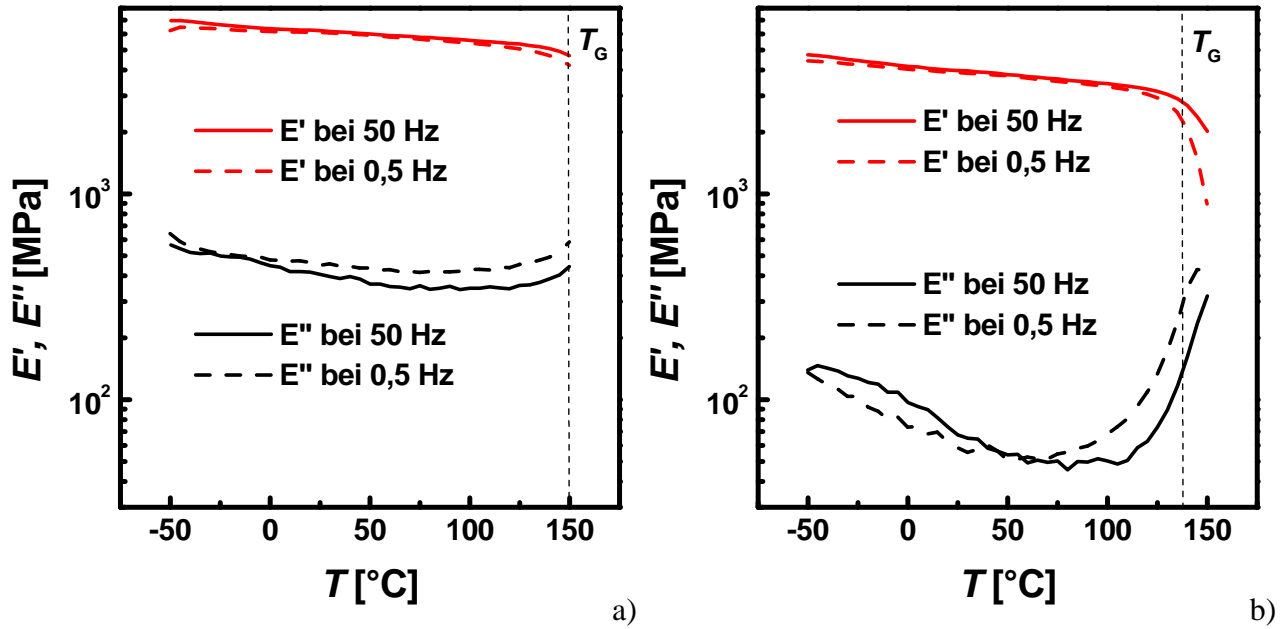


Abb. 3.4: Elastizitätsmoduli $E^* = E' + iE''$ der Underfiller a) A und b) C

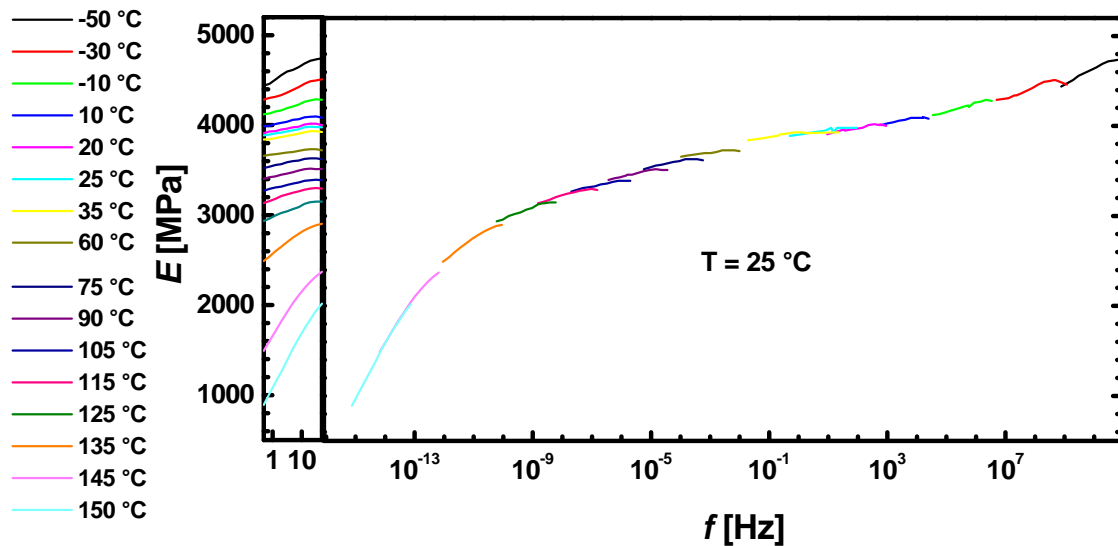


Abb. 3.5: Konstruktion der Masterkurve des Underfillers C für Raumtemperatur

Bei Raumtemperatur haben die Materialien über ein weites Frequenzband von 10^{-4} bis 10^3 Hz einen nahezu konstanten E-Modul. Da sich diese Arbeit im weiteren auf eine elastische Beschreibung beschränkt, wird in erster Näherung frequenzunabhängiges Materialverhalten bei Raumtemperatur in diesem Frequenzbereich angenommen.

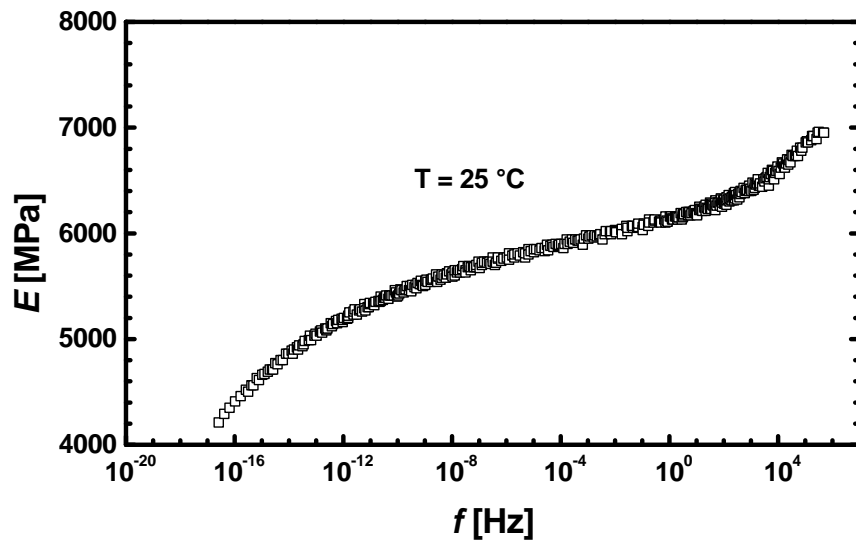


Abb. 3.6: Masterkurve des Underfillers A für Raumtemperatur

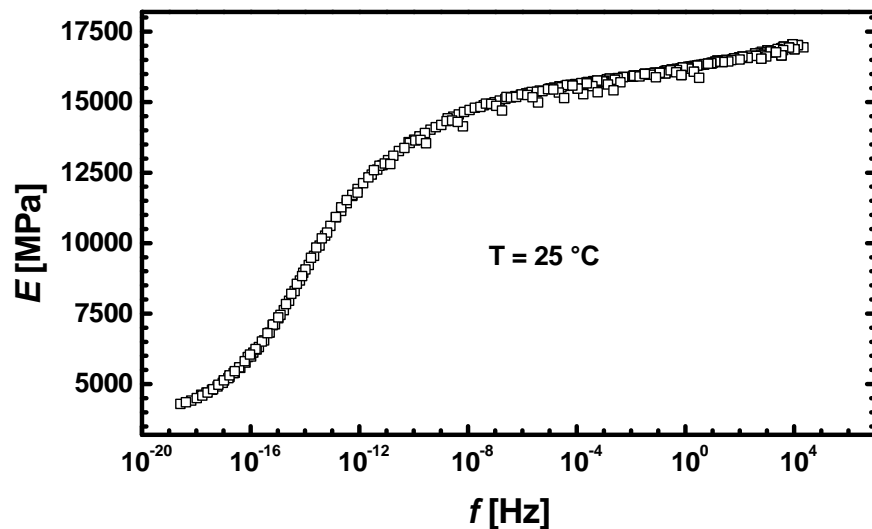


Abb. 3.7: Masterkurve des FR4 in x-Richtung für Raumtemperatur

3.1.5 Bestimmung der Quellung

Zur Charakterisierung der Quellung wurde das Volumen von Underfillerproben mit Hilfe der Auftriebsmethode in Wasser nach DIN 53479 bestimmt. Dabei wird aus der Gewichts- und Volumendifferenz der Probe in Luft und Wasser, und der Dichte des Wassers das Volumen der Probe bestimmt. Die Differenz der Volumina von in feuchter Atmosphäre gelagerten Proben und unkonditionierten Proben ergibt die Quellung.

In Abb. 3.8 ist die Quellung von gesättigten Underfillmaterialien A, B, C und D sowie des FR4 aufgelistet, die in 85 % relativer Luftfeuchte bei 85 °C und Pressure-Cooker bei 121 °C und 100 % Luftfeuchtigkeit gelagert wurden. Die Materialien quellen um 0,5 bis 2 Prozent, wobei die höhere Feuchtigkeitskonzentration im Pressure-Cooker zu einer stärkeren Quellung führt.

Die Quellung von Polymeren führt zu zusätzlichen Spannungen und Dehnungen in elektronischen Aufbauten [87, 88] und muss deshalb in der weiteren Diskussion berücksichtigt werden. Ein besonders starker Einfluss müsste sich den Messwerten zu Folge für Underfiller B zeigen.

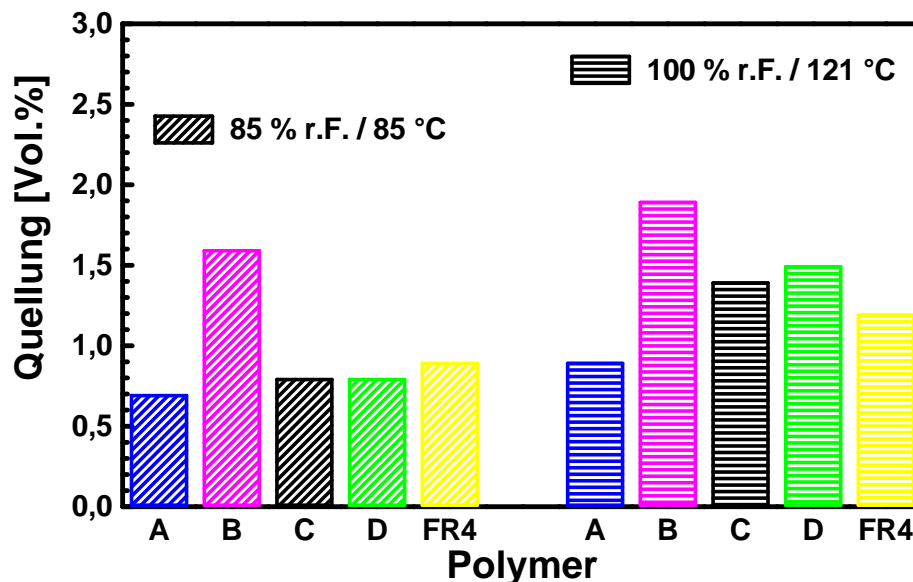


Abb. 3.8: Quellung, gemessen mit der Auftriebsmethode in Wasser (DIN 53479)

3.1.6 Bestimmung der Kohäsion

Zur Bewertung der Kohäsion wurde das 3-Punkt-Biegeverfahren nach DIN EN ISO 178 eingesetzt. Dabei liegt der balkenförmige Probekörper waagrecht auf zwei Auflagern und in der Mitte wird mit einer Druckfinne eine senkrechte Kraft F an den Probekörper angelegt. Die Kraft-Weg-Kurve der Druckfinne wird unter Berücksichtigung der Probengeometrie und unter Annahme von linearelastischem Materialverhalten in eine Spannungs-Dehnungs-Kurve umgerechnet.

$$\sigma_f = \frac{3FL}{2bh^2}, \quad \varepsilon_f = \frac{6hs}{L^2}, \quad (3.6)$$

wobei

F	die Kraft der Druckfinne,
s	der Weg der Druckfinne,
σ_f	die Biegespannung in der Randfaser des Probekörpers in der Mitte der Stützweite,
ε_f	die Biegedehnung in der Randfaser des Probekörpers in der Mitte der Stützweite,
L	die Stützweite,
b	die Breite des Probekörpers und
h	die Dicke des Probekörpers ist.

Die maximale Spannung der $\sigma_f(\varepsilon_f)$ -Kurve ist die Biegefestigkeit σ_{fM} und die maximale Dehnung die Biegedehnung beim Bruch ε_{fB} . Die Biegedehnung bei Biegefestigkeit ε_{fM} und die Biegespannung beim Bruch σ_{fB} sind im Allgemeinen nicht die Maximalwerte, waren jedoch in den hier durchgeführten Experimenten identisch mit ε_{fB} bzw. σ_{fM} . Der Anstieg der Kurve entspricht dem Biegemodul E . Abb. 3.9 zeigt das $\sigma_f(\varepsilon_f)$ -Diagramm des Underfillmaterials A. Bis zum Bruch des Stabes verläuft $\sigma_f(\varepsilon_f)$ nahezu linear. Die Biegefestigkeit σ_{fM} beträgt 150 Nmm^{-2} und die Biegedehnung beim Bruch ε_{fB} 0,014.

In Abb. 3.10 a) sind die Biegefestigkeiten und die Biegedehnungen beim Bruch von unkonditionierten (Liegezeit an Atmosphäre nach Aushärten < 5 h) und in Feuchte gelagerten Proben aus den Underfillmaterialien A, B, C, und D dargestellt. Die Lagerzeiten der Proben in 85 % relativer Luftfeuchte bei 85°C und im Pressure-Cooker wurden mit 360 h bzw. 42 h so gewählt, dass die Proben mit Feuchtigkeit gesättigt waren. Trotz der hohen Streuung der Messwerte ist zu erkennen, dass die

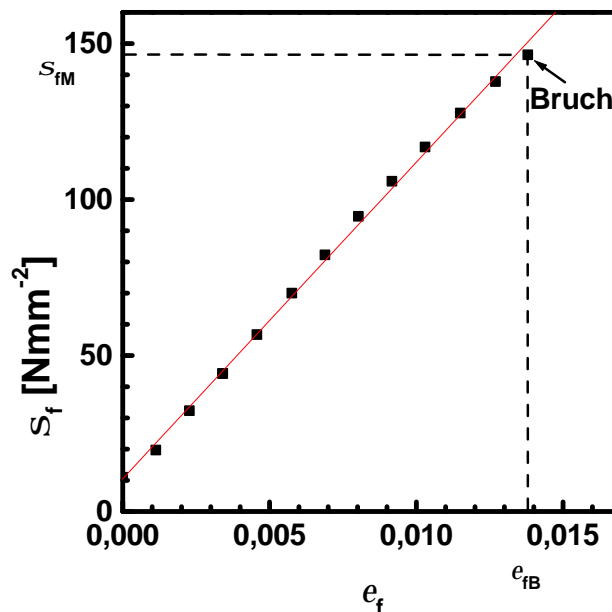


Abb. 3.9: Spannungs-Dehnungs-Kurve des Underfillers A im 3-Punkt-Biegeversuch

Biegefestigkeit der unkonditionierten Proben am höchsten ist. Die Lagerung in feuchter Atmosphäre führt zu einer Verringerung der Biegefestigkeit. Nach Lagerung im Pressure-Cooker wurden die geringsten Festigkeiten gemessen. Eine besonders starke Abnahme der Biegefestigkeit wurde für Underfiller A gemessen. Die Gründe hierfür können im hohen Füllstoffanteil des Underfillers A liegen. Der Bruch durch den Underfiller verläuft in der Polymermatrix und entlang der Grenzfläche zum Füllstoff. Literaturangaben zu Folge wird diese Grenzfläche unter dem Feuchtigkeitseinfluss bei vielen Verbundmaterialien besonders stark geschwächt [29, 71, 89, 90]. Im Vergleich zur Bruchfläche des unkonditionierten Underfillers A in Abb. 3.11 a) zeigt die Bruchfläche von in Feuchtigkeit gelagertem Underfiller A deutliche Füllstoff-Konturen (Abb. 3.11 b)). Man kann deshalb annehmen, dass sich die Schwächung der Grenzflächen zum Füllstoff im hoch gefüllten Underfiller A besonders stark in einer abnehmenden Biegefestigkeit zeigt. Für die Underfiller B und D ist ein schwächender Einfluss der Feuchtigkeit zu beobachten. Die Biegefestigkeit des Underfillers C ist im Rahmen der Messgenauigkeit unabhängig von der Vorkonditionierung.

In Abb. 3.10 b) sind die Biegedehnungen beim Bruch aufgetragen. Auch hier zeigt sich eine Abnahme durch den Einfluss der Feuchtigkeit. Im Abschnitt 3.1.2 wurde die Quellung der Underfillmaterialien diskutiert. Betrachtet man die Quellung als eine einfache Dehnung des Materials, dann würden die in Feuchte gelagerten Proben schon vorgedehnt sein. Die korrigierte Biegedehnung des Polymers wäre dann in erster Näherung:

$$\varepsilon_{\text{kor}} = \varepsilon_{\text{fB}} + \varepsilon_{\text{Quellung}} \approx \varepsilon + (\text{Quellung in Vol.}\%)/3 \quad (3.7)$$

In Abb. 3.12 a) sind die so korrigierten Biegedehnungen beim Bruch der Underfillmaterialien dargestellt. Nur für den Underfiller A lässt sich ein negativer Trend bei der korrigierten Biegedehnung durch Feuchtigkeitseinfluss beobachten. Die Biegedehnung der Underfillmaterialien B und C ist im Rahmen der Messgenauigkeit unabhängig von der Feuchtigkeit. Für Material D zeigt sich ein positiver Trend.

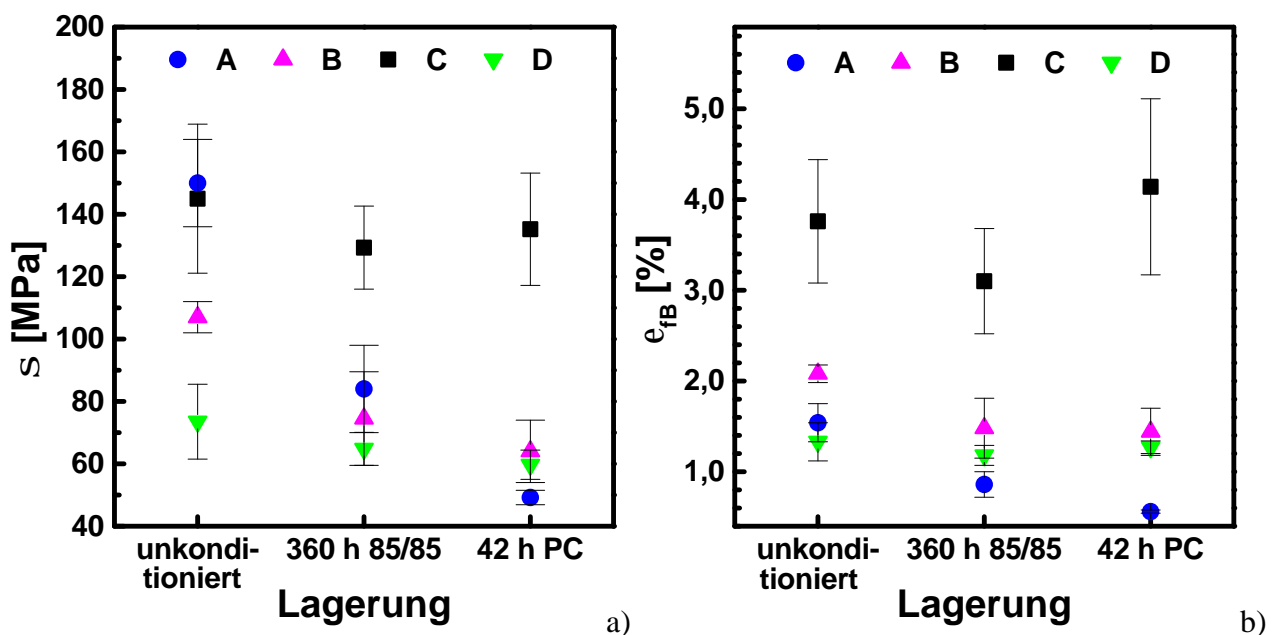


Abb. 3.10: a) Biegefestigkeit und b) Biegedehnung beim Bruch der Underfiller vor und nach Lagerung in feuchter Atmosphäre

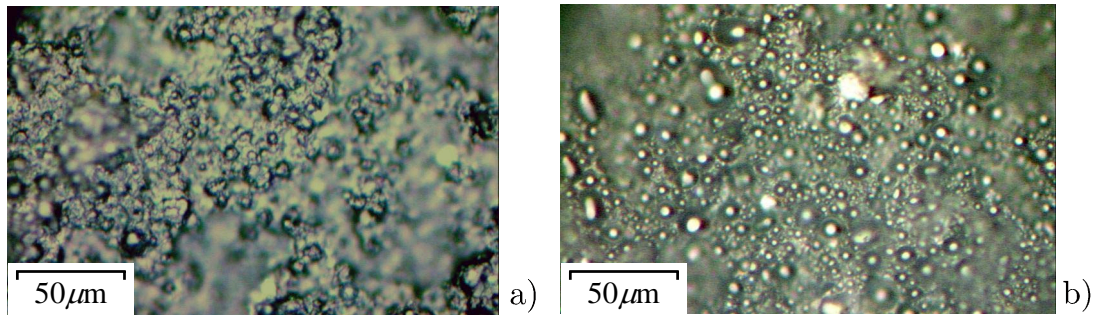


Abb. 3.11: Bruchfläche des a) unconditionierten und b) 42 h im Pressure-Cooker gelagerten Underfillers A

In Abb. 3.12 b) sind die Biegeelastizitätsmoduli der Underfillerproben dargestellt. Der Underfiller A hat in Übereinstimmung mit den DMA-Messungen aus Abschnitt 3.1.4 einen deutlich höheren E-Modul als die Materialien B, C und D und ist deshalb theoretisch thermomechanisch besser an die Zuverlässigkeitsanforderungen im Flip-Chip-Verbund angepasst [59].

Die E-Moduli der Underfiller sinken mit der aufgenommenen Menge an Feuchtigkeit um bis zu 17 %, wobei die Reihenfolge bezogen auf die Materialien konstant bleibt.

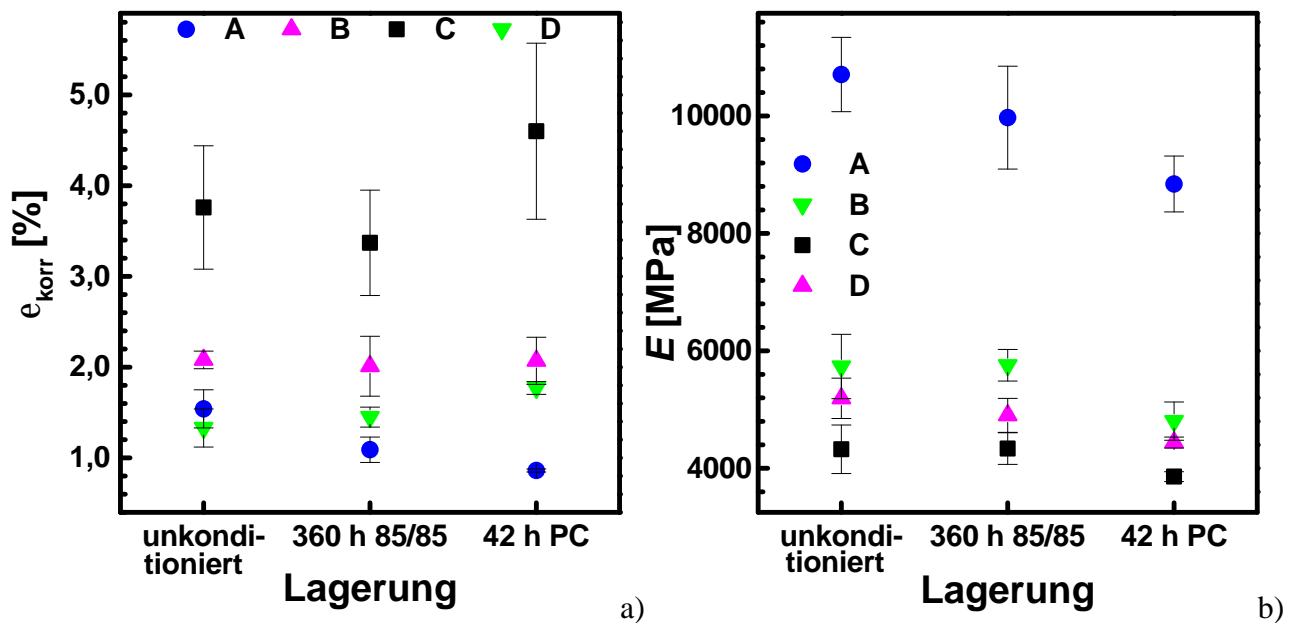


Abb. 3.12: a) korrigierte Biegedehnung beim Bruch und b) E-Moduli der Underfiller vor und nach Lagerung in feuchter Atmosphäre

Die Abnahme der Biegefestigkeit für die Underfillmaterialien B und D kann demnach als Folge der epoxidharztypischen Quellung und der sinkenden Elastizitätsmoduli in Feuchtigkeit erklärt werden. Mit Ausnahme von Underfiller C reduziert sich die Kohäsion der in dieser Arbeit verwendeten Underfillmaterialien nach Lagerung in feuchter Atmosphäre. Deshalb ist ein negativer Einfluss der Feuchtigkeit auf die Integrität des Flip-Chip-Verbundes zu erwarten, der in Zuverlässigkeits-tests geprüft werden muss.

3.2 Adhäsion

3.2.1 Grundlegende Betrachtungen zur Adhäsion

Im Flip-Chip-Verbund ist besonders die Adhäsion des Underfillers zu den benachbarten Materialien im Verbund von Interesse. Es gibt sechs wesentliche Theorien über die Adhäsion [79]:

1.) Theorie der physikalischen Adsorption

Die Theorie der physikalischen Adsorption beschreibt die Adhäsion auf der Grundlage von physikalischen Bindungsmechanismen. Das sind Dipol-Dipol-Wechselwirkungen zwischen permanenten, induzierten und dynamischen Dipolen. Permanente Dipole sind polare funktionelle Gruppen einer Oberfläche des Fügepartners. Diese können die permanenten Dipole des anderen Fügepartners anziehen oder aber Dipolmomente an der Oberfläche des Fügepartners induzieren, die Anziehungskräfte zur Folge haben. Nicht polare Oberflächen können über so genannte Dispersionskräfte eine feste Bindung eingehen, die aus den fluktuierenden Dipolmomenten der Elektronenhüllen von Molekülgruppen resultieren. Die Bindungsenergien zwischen permanenten Dipolen nehmen mit der dritten Potenz des Abstandes der Dipole ab [91]. Ist mindestens ein induzierter Dipol an der Dipol-Dipol-Wechselwirkung beteiligt, dann nehmen die Bindungsenergien mit der sechsten Potenz des Abstandes der Dipole ab [91]. Deshalb sind nur die Oberflächenmoleküle an den physikalischen Bindungen beteiligt.

Eine Beschreibung der physikalischen Adsorption leitet sich thermodynamisch aus den Benetzungseigenschaften von Festkörperoberflächen mit Flüssigkeiten ab.

Berührt eine Flüssigkeit die Oberfläche eines festen Körpers, dann stellt sich ein Gleichgewicht zwischen den Ober- und Grenzflächenspannungen ein und es bildet sich ein charakteristischer Kontaktwinkel im Scheitelpunkt zwischen Flüssigkeits- und Festkörperoberfläche (siehe Abb. 3.13). Das statische Gleichgewicht wird unter der Annahme einer homogenen perfekten glatten Festkörperoberfläche mit der Young-Dupré-Gleichung beschrieben:

$$\gamma_{f/g} = \gamma_{f/l} + \gamma_{l/g} \cdot \cos \theta, \quad (3.8)$$

wobei

$\gamma_{f/g}$	die Oberflächenspannung des Festkörpers gegenüber einer gasförmigen Umgebung,
$\gamma_{l/g}$	die Oberflächenspannung der Flüssigkeit gegenüber einer gasförmigen Umgebung,
$\gamma_{f/l}$	die Grenzflächenspannung zwischen Flüssigkeit und Festkörper und
θ	der Kontaktwinkel ist.

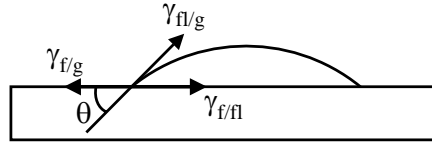


Abb. 3.13: Kontaktwinkel einer Flüssigkeit auf einer festen Oberfläche

Der Kontaktwinkel kann gemessen werden. Die Oberflächenspannung von Flüssigkeiten lässt sich in unabhängigen Experimenten ermitteln, z. B. mit der Ringmethode, der Wilhelmi-Methode oder der aus der Form eines hängenden Tropfens [92]. Somit verbleiben in der Gl. 3.8 zwei Größen, die sich nicht unabhängig voneinander bestimmen lassen, die Oberflächenspannung des Festkörpers und die Grenzflächenspannung zwischen der Flüssigkeit und dem Festkörper.

Um dennoch eine Oberflächenspannung für Festkörper aus der Tropfenmethode ableiten zu können, werden empirische Ansätze für die Grenzflächenspannung $\gamma_{fl/f}$ getroffen. Die Annahmen [93, 94, 95] beruhen auf der Separation der Oberflächen- und Grenzflächenenergien in einen polaren und dispersen Anteil.

$$\gamma_{f/g, fl/g, f/fl} = \gamma_{f/g, fl/g, f/fl}^p + \gamma_{f/g, fl/g, f/fl}^d, \quad (3.9)$$

wobei

$$\gamma_{f/g}^p, \gamma_{fl/g}^p, \gamma_{f/fl}^p$$

die polaren Anteile und

$$\gamma_{f/g}^d, \gamma_{fl/g}^d, \gamma_{f/fl}^d$$

die dispersen Anteile an den Ober- bzw. Grenzflächenspannungen $\gamma_{f/g}$, $\gamma_{fl/g}$ oder $\gamma_{f/fl}$ sind.

Aus der Londonschen Theorie [95] über die dispersen Wechselwirkungen und der Debye-Keesom-Theorie [95] über polare Wechselwirkungen folgen zwei übliche Ansätze für die Grenzflächenenergie:

- der Ansatz von Owens, Wendt und Rabel [93, 94]

$$\gamma_{f/fl} = \gamma_f + \gamma_{fl} - 2\sqrt{\gamma_f^d \gamma_{fl}^d} - 2\sqrt{\gamma_f^p \gamma_{fl}^p} \quad (3.10)$$

und

- der Ansatz von Wu [95]:

$$\gamma_{f/fl} = \gamma_f + \gamma_{fl} - 4 \frac{\gamma_f^d \gamma_{fl}^d}{\gamma_f^d + \gamma_{fl}^d} - 4 \frac{\gamma_f^p \gamma_{fl}^p}{\gamma_f^p + \gamma_{fl}^p} \quad (3.11)$$

Mit Hilfe der Gleichungen 3.9 und 3.10 bzw. 3.11 lassen sich aus den Kontaktwinkelmessungen von Flüssigkeiten mit bekanntem dispersen und polaren Anteil, die Oberflächenspannungen von Festkörpern unter Benutzung der Young-Dupré-Gleichung (Gl. 3.8) bestimmen. Der Ansatz von

Owens, Wendt und Rabel wird dafür am häufigsten angewendet. Besonders aber für niederenergetische Oberflächen wie Kunststoffoberflächen beobachtete Wu eine bessere Übereinstimmung seines Modells.

Die für eine Delamination aufzubringende Adhäsionsarbeit pro Flächeneinheit ergibt sich thermodynamisch zu:

$$w = \gamma_1 + \gamma_2 - \gamma_{12}. \quad (3.12)$$

Mit dem Ansatz von Owens, Wendt und Rabel folgt

$$w = 2\sqrt{\gamma_1^d \gamma_2^d} + 2\sqrt{\gamma_1^p \gamma_2^p}, \quad (3.13)$$

oder mit dem Ansatz von Wu

$$w = 4 \frac{\gamma_1^d \gamma_2^d}{\gamma_1^d + \gamma_2^d} - 4 \frac{\gamma_1^p \gamma_2^p}{\gamma_1^p + \gamma_2^p}, \quad (3.14)$$

wobei

w	die thermodynamische Adhäsionsenergie pro Flächeneinheit,
γ_1	die Oberflächenenergie von Material 1,
γ_2	die Oberflächenenergie von Material 2,
γ_{12}	die Grenzflächenenergie zwischen den Materialien 1 und 2,
γ_{\dots}^p	der polare Anteil an der Oberflächenenergie und
γ_{\dots}^d	der disperse Anteil an der Oberflächenenergie ist.

Laut diesen Theorien muss die Energie w pro Flächeneinheit aufgebracht werden, um die Grenzflächen zwischen Material 1 und 2 zu lösen. Das heißt je höher w ist, desto höher ist die Adhäsion zwischen den Verbundpartnern. Laut den Gleichungen 3.13 und 3.14 ergeben sich hohe Haftfestigkeiten für hohe Oberflächenenergien beider Verbundpartner, wobei die polaren und dispersen Anteile im gleichen Verhältnis zu einander stehen sollten.

2.) Theorie der chemischen Bindungen

Die Theorie der chemischen Bindungen beschreibt die Bildung von kovalenten, ionischen oder Wasserstoffbrückenbindungen. An einer Oberfläche von Epoxidharzen wären z. B. Hydroxyl-, Carboxyl- oder Aminogruppen möglich, die zu kovalenten C-O- oder C-N-Bindungen reagieren oder aber zu Wasserstoffbrücken wie $N \cdots HO$, $O \cdots HO$ oder $OH \cdots OH$ mit einem anderen Polymer führen könnten. Die Häufigkeit dieser Bindungen lässt sich aus Reaktionsmodellen abschätzen. Da diese Bindungen auch im polymeren Netzwerk existieren, ist eine experimentelle Quantifizierung schwierig.

Ein Unterschied zwischen den Underfillmaterialien würde demnach in der Ausprägung chemischer Bindungen zwischen Underfiller und den Oberflächen im Flip-Chip-Aufbau bestehen. Da der Zulieferer dem Anwender wenig Einblick in die Chemie der Materialien im Flip-Chip-Aufbau gewährleistet, gestaltet sich die gezielte Suche nach geeigneten Materialkombinationen als schwierig. Es wären teure sowie zeit- und materialaufwändige chemische Analysen der Underfillmaterialien und der Oberflächen notwendig. Der Nutzer kann aber die zu benetzenden Oberflächen für chemische Reaktionen aktivieren, z. B. durch eine O_2 -Plasmabehandlung (z. B. [96, 97]), bei der sich reaktive polare Molekülgruppen, wie OH-, CHO-, COOH-Gruppen, an der Oberfläche bilden.

3.) Diffusionstheorie

Die Diffusionstheorie beschreibt die Interdiffusion von Polymerketten und Segmenten der beiden angrenzenden Phasen. Dafür müssen die Polymerketten beweglich sein wie z. B. beim Schweißen von Thermoplasten bei hohen Temperaturen und unter Druck [98].

Man kann annehmen, dass der nicht vollständig vernetzte Underfiller aufgrund der höheren Segmentbeweglichkeit in die polymeren Oberflächen von FR4 oder Lötstopplack bei Temperaturen oberhalb deren Glasübergangstemperatur von 125 °C bzw. 100 °C eindiffundiert. An der Grenzfläche zur Polyimidpassivierung werden Diffusionsvorgänge eine geringe Rolle spielen, da die Glasübergangstemperatur über 300 °C liegt.

4.) Theorie der schwachen Grenzflächenschichten

Die Theorie der schwachen Grenzflächenschichten basiert auf der Annahme, dass reine unkontaminierte Oberflächen eine starke Haftung für Klebstoffe bieten. Oberflächen mit Verschmutzungen wie Oxiden oder Fetten bilden eine kohäsiv schwache Zwischenschicht. In diesem Sinn wären diejenigen Underfiller eine geeignete Wahl, welche die Oberflächenkontamination lösen oder abbauen.

Es ist bekannt, dass Underfiller und Flussmittel kompatibel sein müssen, um eine hohe Zuverlässigkeit zu erreichen (z. B. [73, 99]). So könnte die Theorie der schwachen Grenzflächen im Zusammenhang mit Flussmittlrückständen nach Löten und der Haftung des Underfiller in Bumpnähe angewendet werden.

5.) Mechanische Theorie

Die mechanische Theorie beschreibt die formschlüssige Verbindung zwischen Fügemedium und Fügepartner. Falls das Substrat eine raue Oberfläche hat, dann kann das unvernetzte Polymer vor dem Aushärten in mikroskopische Poren und Kavitäten des Substrates eindringen. Als Resultat ergibt sich nach dem Härten eine formschlüssige Verbindung mit dem Substrat. Die Adhäsion wird nun auch maßgeblich von der Kohäsion der einzelnen Fügepartner mitbestimmt. Mit der Erhöhung der Rauigkeit ist auch eine Zunahme der Kontaktflächen für atomare und molekulare Wechselwirkungen verbunden, so dass die mechanische Theorie im Zusammenhang mit den schon aufgeführten Theorien betrachtet werden muss.

Da die gleichen Aufbauten für alle Underfillmaterialien eingesetzt werden, sind die Rauigkeiten an den Oberflächen gleich. Unterschiede in der Haftfestigkeit können aber aus der Kohäsion der Underfillmaterialien resultieren.

6.) Elektrostatische Theorie

Die elektrostatische Theorie basiert auf der Annahme von Ladungsträgerdiffusion zwischen zwei Fügepartnern mit unterschiedlichem elektrischen Potential. Dies führt zur Ausbildung einer elektrischen Doppelschicht und elektrostatischer Anziehung. Diese Theorie ist deshalb eher auf metallische Verbindungen anwendbar und weniger auf Nichtleiter wie die meisten Polymere.

Da diese sechs Theorien jeweils nur einzelne Aspekte beschreiben, die zur Haftfestigkeit beitragen, müssen sie gemeinsam gesehen werden. Hier besteht auch das größte Problem bei der Beschreibung der Adhäsion. Es gibt keine einheitliche Theorie. Aus dem derzeitigen Kenntnisstand kann man kein zuverlässiges und konkretes Modell für die Adhäsion von Underfillmaterialien ableiten. Die Theorien liefern lediglich allgemeine Ansatzmöglichkeiten, um die Adhäsion im Flip-Chip-Verbund zu verbessern.

Für den Vergleich und die Betrachtung der Adhäsion von Underfillmaterialien sind jedoch die mechanische, die physikalische und die chemische Beschreibung von besonderer Relevanz, wobei die Informationen für eine chemische Beschreibung für den Endanwender schwer zugänglich sind.

3.2.2 Bestimmung der Oberflächenspannung

In Abb. 3.14 sind die mit der Kontaktwinkelmethode bestimmten Oberflächenspannungen der in dieser Arbeit relevanten Polymere im Flip-Chip-Aufbau gelistet. Die Oberflächenspannungen nach Owens, Wendt und Rabel in Abb. 3.14 a) unterscheiden sich von denen nach Wu in Abb. 3.14 b) durch den geringeren polaren Anteil γ^p . Die Oberflächenspannungen der Underfiller A, B und D besitzen im Gegensatz zu denen aller anderen Materialien keinen messbaren polaren Anteil. Die Oberfläche des Underfillers C hat aber polaren Charakter ebenso wie die des PI und des Lötstopplacks (Lsl.). Deshalb könnte man erwarten, dass sich zwischen diesem Underfiller und dem Polyimid bzw. Lötstopplack mehr polare Bindungen (z. B. Wasserstoffbrücken) ausbilden.

Benutzt man Gl. 3.13 dann ergibt sich für Underfiller C eine ca. 15 % geringere thermodynamische Adhäsionsenergie als für die Materialien A, B und D. Nach Gl. 3.14 ergeben sich jedoch vergleichbare Adhäsionsenergien für alle vier Underfiller mit Unterschieden kleiner 5 %. Damit folgt aus den Kontaktwinkelmessungen, dass die physikalischen Bindungen der vier gewählten Underfillmaterialien an Lötstopplack, FR4 und Polyimid näherungsweise gleich stark sind.

Aus der Anwendung der physikalischen Theorie kann deshalb kein eindeutiger Trend für die Adhäsion der Underfillmaterialien abgeleitet werden. Es kann aber angenommen werden, dass der Underfiller C einen höheren Anteil an polaren Bindungen zu Lötstopplack und PI ausbildet, die stabiler als disperse Bindungen sind und er deshalb eine höhere und gegen Feuchtigkeit beständigere Adhäsion zeigt.

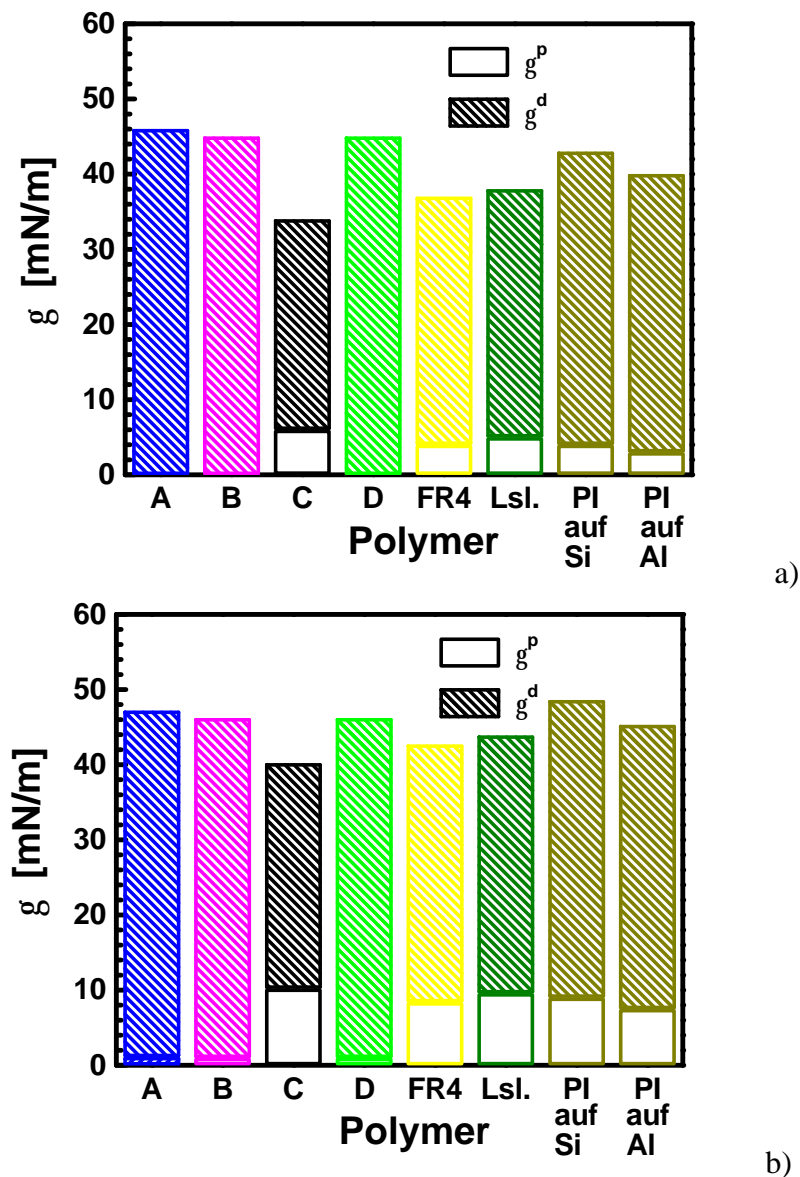


Abb. 3.14: Oberflächenspannung aus Kontaktwinkelmessungen: a) nach Owens, Wendt, Rabel [93, 94] und b) nach Wu [95]

3.2.3 Einfluss der Feuchtigkeit auf die Adhäsion

Viele Studien zeigen, dass mit zunehmender Wasserkonzentration an der Grenzfläche zwischen dem Klebstoff und den Fügepartnern die Festigkeit sinkt (z. B. [100, 101, 102, 103, 104]). Dabei wirken einerseits die Mechanismen, die zur Reduzierung der Kohäsion führen (siehe auch Abschnitt 3.1.2). Andererseits treten zusätzliche Phänomene auf, die aus der Struktur der Grenzflächen resultieren. In der Literatur sind viele Angaben über die verstärkte Anlagerung von Wasser an die Klebstoffgrenzflächen zu finden. Dabei wurden für Epoxidharzsysteme und Polyimide Wasserkonzentrationen an den Grenzflächen nachgewiesen, die erheblich größer sind als die Wasserkonzentrationen im Bulkmaterial der Polymere [29, 105, 106, 107, 108]. Die geringere Dichte von chemischen Bindungen, ei-

ne größere Anzahl von Inhomogenitäten und bindingslosen Regionen an Grenzflächen ermöglichen eine stärkere Akkumulation von Wasser, die als Keim für weitere Ablösungen dienen kann.

Der Wassertransport zur Grenzfläche kann durch den Osmosedruck zwischen der Grenzfläche und der Umgebung außerhalb des Polymers erhöht werden. Ursache dafür sind Unterschiede im chemischen Potential der wässrigen Lösung. Durch hydrophile Regionen und Ionen an der Grenzfläche sinkt der Dampfdruck und die Wasserkondensation wird unterstützt [109, 110].

Laut der physikalischen Theorie werden die Dipol-Dipol-Wechselwirkungen durch die dielektrischen Eigenschaften von Wasser geschwächt. Dadurch werden die sekundären Bindungen wie van-der-Waals-Bindungen und Wasserstoffbrücken gelöst und die Haftfestigkeit sinkt [79, 109].

Die Adhäsion von Polymeren und somit auch von Underfillmaterialien kann in feuchter Atmosphäre erheblich reduziert werden [31, 79] und muss deshalb als typischer Umwelteinfluss auf Automobil-elektronik in dieser Arbeit untersucht werden.

3.2.4 Bestimmung der Zugscherfestigkeit

Flip-Chips mit organischen Chippassivierungen wie Polyimid sind für Delaminationen besonders an der Chippassivierung / Underfiller - Grenzfläche anfällig [69, 71]. Deshalb konzentriert sich diese Arbeit auf die Charakterisierung der Haftfestigkeit dieser Grenzfläche. Die Bestimmung der Haftfestigkeit der Underfillmaterialien wurde mit Hilfe des Zugschertests nach DIN EN 1465 ermittelt. Es handelt sich hierbei um einen standardisierten und zur Beurteilung von Verklebungen üblichen Test.

Um die ermittelten Zugscherfestigkeiten auf die im Flip-Chip-Aufbau kritische Grenzfläche zwischen Polyimid und Underfiller beziehen zu können, wurden Aluminiumplatten mit 5 μm dickem Polyimid beschichtet. Dafür wurde der Polyimidprecursor mit Hilfe von Spincoating aufgetragen und anschließend nach den Fertigungsvorgaben der Waferfabrikation ausgehärtet. Die Oberflächenenergien aus der Kontaktwinkelmessung vom Polyimid auf den Aluminiumplatten und die von der Polyimidpassivierung auf dem Siliziumwafer wiesen eine Differenz von weniger als 10 % auf und sind laut dieser Messung von vergleichbarer Qualität (Abb. 3.14). Aus den Platten wurden Zugscherlineale geschnitten und mit den vier Underfillmaterialien verklebt. Die Klebstoffschichtdicke wurde auf 150 μm eingestellt. Die verklebten Lineale wurden in feuchter Atmosphäre konditioniert und der Zugtest auf einer Zugprüfmaschine durchgeführt. Bewertet wurden das Bruchbild und die Zugkräfte.

Alle Verklebungen mit Underfiller C und D zeigten Delaminationen zwischen Polyimid und Underfiller.

Direkt nach der Herstellung geprüfte Verklebungen mit Underfiller A wiesen Interfacebrüche zwischen Polyimid und Underfiller auf. Für Verklebungen, die vor dem Test in feuchter Atmosphäre gelagert wurden, zeigte sich in den Randregionen der Verklebung kohäsives Versagen. Abb. 3.15 zeigt das Bruchbild einer 24 h im Pressure-Cooker gelagerten und im Zugschertest geprüften Probe. Offenbar verringert die von außen eindringende Feuchtigkeit die Kohäsion des Underfillers derart, dass Kohäsionsbrüche auftreten. Im Inneren der Probe ist die Konzentration der Feuchtigkeit gering und der Bruch erfolgt entlang der Grenzfläche zwischen Underfiller und PI wie im unkonditionierten Fall. Für Underfiller A wurde eine erhebliche Reduzierung der Kohäsion durch Feuchtigkeit in 3-Punkt-Biegeversuchen gemessen (Abschnitt 3.1.6).

Für Verklebungen mit Underfiller D wurde ein Übergang von kohäsivem zu adhäsivem Versagen mit zunehmender Härte der Konditionierung beobachtet. Das ist ein Anzeichen dafür, dass die Grenz-

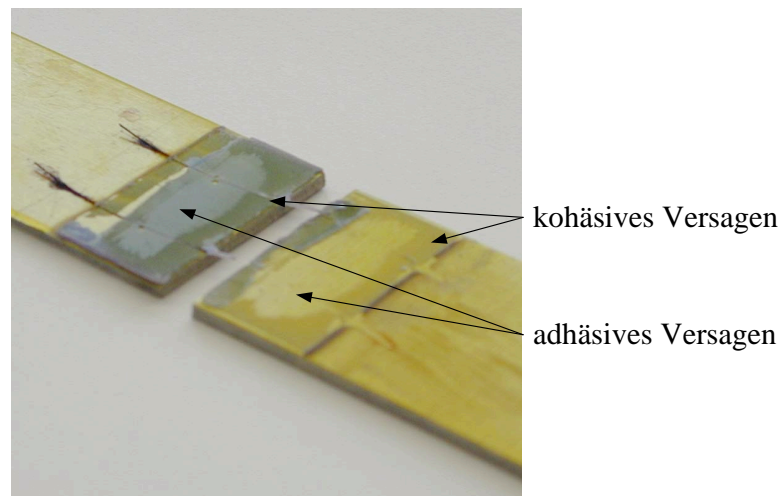


Abb. 3.15: Bruchbild einer 24 h im Pressure-Cooker gelagerten Verklebung mit Underfiller A

fläche stärker degradiert als das Bulkmaterial des Underfillers.

In Abb. 3.16 sind die Zugscherfestigkeiten der Underfillmaterialien vor und nach Lagerung in feuchter Atmosphäre dargestellt. Trotz erheblicher statistischer Streuung der Messwerte ist eine Reduzierung

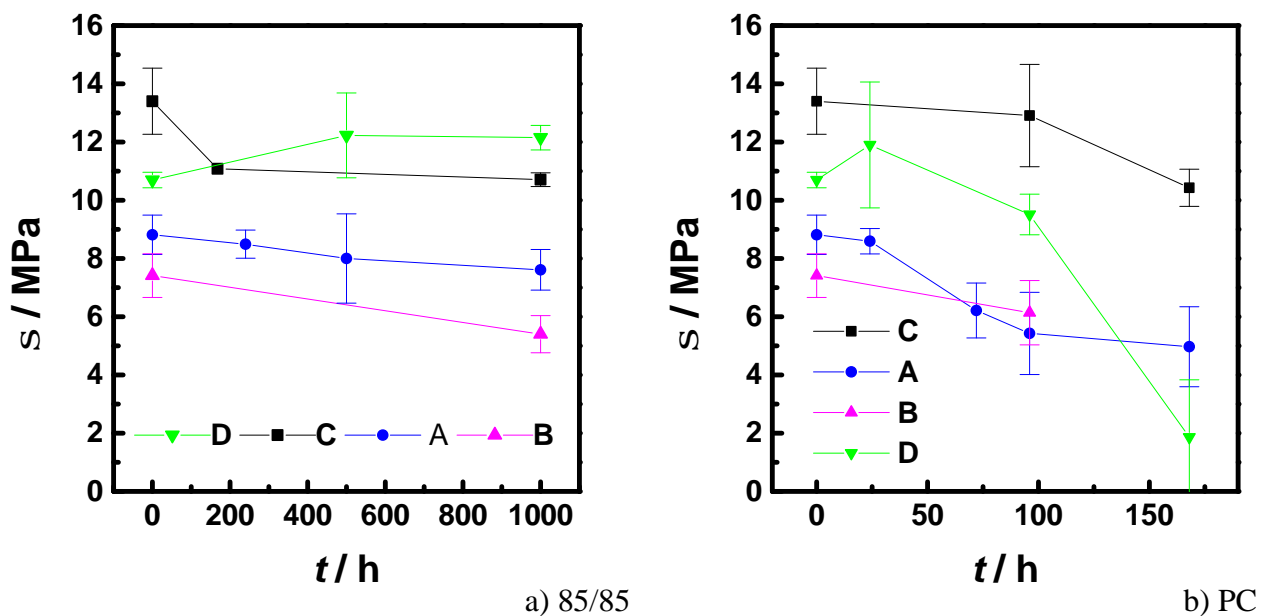


Abb. 3.16: Zugscherfestigkeiten von Polyimid-beschichteten Aluminiumlinealen, die mit den Underfillmaterialien A, B, C und D verklebt und a) in 85 % r. F. bei 85 °C bzw. b) im Pressure-Cooker (PC) gelagert wurden

der Zugscherfestigkeit mit zunehmender Härte der Konditionierung in feuchter Atmosphäre zu erken-

nen. Für Lagerung bei 85 % relativer Luftfeuchte und 85 °C ist nur eine geringfügige Abnahme der Zugscherfestigkeiten zu beobachten. Die Konditionierung im Pressure-Cooker führt dagegen zu einer deutlicheren Abnahme der Zugscherfestigkeit.

Es zeichnen sich sehr gute Haftungseigenschaften für das Underfillmaterial C unter der Einwirkung von Feuchtigkeit ab. Die hohe Bulkfestigkeit und der hohe Anteil der polaren Komponente der Oberflächenspannung des Underfillmaterials C unterscheiden es von den restlichen drei Underfillmaterialien A, B und D, deren Grenzfläche und Bulk stärker durch Feuchtigkeit geschädigt werden.

Die Bewertung der Haft- und Bulkfestigkeit von Underfillmaterialien mit Hilfe von Standardprüfverfahren zeigt, dass die Festigkeit erheblich durch den Einfluss von Feuchtigkeit reduziert werden kann. Die Integrität des Underfillers und der Grenzfläche zum PI ist aber die Voraussetzung für einen zuverlässigen Verbund. Deshalb muss die Bewertung der Adhäsion unter dem Einfluss von Feuchtigkeit einen wesentlichen Bestandteil bei der Bewertung und Zuverlässigkeitsanalyse von Underfillmaterialien einnehmen. Eine quantitative Bestimmung kann, wie hier dokumentiert, mit 3-Punkt-Biegeversuchen und Zugschertests erfolgen. Die Nachteile dieser Prüfverfahren sind neben der statistischen Unsicherheit der Tests, der Materialverbrauch und die aufwändige Präparation der Oberflächen. Sie können deshalb nicht die Zuverlässigkeits-tests am realen Flip-Chip-Aufbau ersetzen. Die in diesem Kapitel diskutierten Materialkenndaten dienen als Eingangsgrößen und Referenz für Beschreibung und Bewertung des zeitsparenden Zuverlässigkeitstests, der in den folgenden Kapiteln behandelt wird.

4. Voraussetzungen für einen zeitsparenden Zuverlässigkeitstest von Underfillmaterialien

4.1 Vorüberlegungen

Die möglichen Einflüsse auf die Haftfestigkeit der Underfillmaterialien im Flip-Chip-Aufbau sind sehr komplex und vielschichtig und lassen theoretisch nicht einheitlich beschreiben. Daraus ergibt sich die Notwendigkeit, die Adhäsion von Underfillmaterialien direkt im Flip-Chip-Aufbau zu testen. Die Vorteile gegenüber klassischen Materialprüfungen sind:

- Im Flip-Chip-Aufbau liegen die tatsächlichen Materialien nach einer produktionsrelevanten Verarbeitung in den Kombinationen und Dimensionen vor, die der Realität entsprechen.
- Die Erfahrungen aus der Produktion sind für den Testvehikelaufbau anwendbar, bzw. die Erfahrungen des Testvehikelaufbaus sind für eine zukünftige Fertigung anwendbar.

In Standardzuverlässigkeitstests von Flip-Chips wird die Haftung indirekt über die Folgen auf die Zuverlässigkeit bewertet. Diese Tests verlaufen jedoch über einen Zeitraum von mehreren Wochen und Monaten. Deshalb wird hier nach einer schnelleren Alternative gesucht.

Standardmäßig werden elektronische Komponenten für den Automobilsektor bei 85 % relativer Luftfeuchte und 85 °C getestet. Üblicherweise dauert eine Lagerung unter diesen Bedingungen tausend Stunden und mehr. Für eine schnellere Bewertung in der frühen Entwicklungsphase von neuen Bauteilen werden deshalb Alternativen wie z. B. der Pressure-Cooker-Test bei 121 °C und 100 % Luftfeuchte oder HAST (Highly Accelerated Stress Test) in fast gesättigten Atmosphären größer 90% und Temperaturen $100^{\circ}\text{C} \leq T \leq 130^{\circ}\text{C}$ Luftfeuchte verwendet [111, 112]. Mit dem Pressure-Cooker-Test in gesättigter Wasserdampfatmosphäre werden elektronische Bauelemente auf deren Widerstandsfähigkeit gegen Feuchtigkeitsaufnahme und galvanische Korrosion getestet. Beim HAST in ungesättigter Atmosphäre wird neben der Feuchtigkeitsbeanspruchung noch eine elektrische Vorspannung angelegt, um die elektrische Funktionalität in extremer Feuchte zu testen. Der Test erfolgt in der ungesättigten Atmosphäre, damit eine Tropfenbildung und Kurzschlüsse vermieden werden. In einer gesättigten Atmosphäre ist die Tropfenbildung nicht zu vermeiden und deshalb können in ihr nur stromlose Tests durchgeführt werden. Für die in der elektronischen Aufbau- und Verbindungstechnik verwendeten Polymere werden oberhalb von 130 °C Abweichungen der Absorptionsisotherme von den physikalischen Gesetzmäßigkeiten bei tieferen Temperaturen beobachtet. Deshalb wird 130 °C als obere Grenze für das Testen in feuchter Atmosphäre empfohlen [112].

Die Temperaturanforderungen für Automobilelektronik werden immer höher, so dass diese harten Testvarianten immer mehr an Relevanz gewinnen. Materialien, die unter hoher Feuchtigkeitsbelastung wenig Delaminationen zeigen, werden aber bei niedrigeren Temperaturen und Konzentrationen umso bessere Eigenschaften haben. Deshalb wird hier vorgeschlagen, einen Pressure-Cooker oder HAST-Test als Alternative zur 85/85-Lagerung einzusetzen.

Um unrealistisch hohe Feuchtigkeitskonzentrationen im Flip-Chip-Aufbau zu vermeiden, müssen die Lagerzeiten bei hochbeschleunigten Feuchtigkeitslagerungen entsprechend kurz gewählt werden. Für korrosives Versagen bieten exponentielle Arrhenius-Ansätze eine Möglichkeit der Abschätzung adäquater Lagerzeiten [111]. Für die Diffusionsvorgänge im Polymer fehlen jedoch detaillierte Veröffentlichungen. Die Bestimmung adäquater Lagerzeiten mit Hilfe von Diffusionssimulationen ist deshalb ein wichtiger Bestandteil in dieser Arbeit.

Eine Delamination des Underfillers tritt als Folge mechanischer Beanspruchung an der Grenzfläche auf. Ein realistischer Haftfestigkeitstest für Underfiller muss demzufolge eine Kombination aus Lagerung in feuchter Atmosphäre und mechanischer Beanspruchung sein.

Im realen Einsatz treten als Folge von Temperaturschwankungen und unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten von Chip, Leiterplatte, Lot und Underfiller Wechsellasten zwischen diesen Materialien auf. Zyklische inelastische Verformungen führen zur Akkumulation von Materialdefekten, die sich in Materialermüdung äußert. In den Regionen mit der stärksten Belastung sowie der geringsten Kohäsion und Adhäsion treten Ermüdungsbrüche im Material und Delaminationen an den Grenzflächen auf. Ein wichtiger Bestandteil eines Adhäsionstest von Underfillmaterialien muss deshalb eine zyklische mechanische Belastung sein.

Neben thermischen Wechseln lässt sich eine zyklische mechanische Belastung durch Vibrationen oder erzwungene Biegungen erreichen. In der Literatur wurde gezeigt, dass mechanische Deformationen an gelöteten elektronischen Baugruppen viskoplastische Deformationen im Lot hervorrufen, die Ermüdungserscheinungen zur Folge haben [113, 114, 115, 116, 117, 118]. Korngrenzengleiten und Versetzungsklettern im Korn sind temperatur- und spannungsaktivierte Kriechmechanismen, die ab einer homologen Temperatur von ca. 0,5 zu einer schnellen Ermüdung des Lotes führen [49]. Deshalb muss für kurze mechanische Tests von gelöteten Baugruppen, die nur wenige Tage in Anspruch nehmen, eine erhöhte Temperatur von ca. 100 °C gewählt werden [116, 117, 118].

Da ein mechanisches Testen von Lotverbindungen in [113, 114, 115, 116, 117, 118] erfolgreich dokumentiert wurde, wird in dieser Arbeit der gleiche Ansatz gewählt, um die Haftfestigkeit von Underfillmaterialien im Flip-Chip-Verbund zu bewerten. Die Temperatur- und Zeitabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften wird, wie in Abschnitt 3.1.1 beschrieben, durch das Temperatur-Zeit-Verschiebungsgesetz formuliert. Selbst bei Temperaturen unterhalb des Glasübergangs und hohen Frequenzen wird ein Teil der mechanisch eingebrachten Energie aufgrund viskoelastischer Vorgänge im Polymer dissipiert (siehe Gl. 3.5). Bei tieferen Temperaturen ist lediglich eine höhere Anzahl von Lastspielwechseln bis zum Ausfall erforderlich. Deshalb wird hier der Ansatz verfolgt, die Adhäsion mit einem Vibrationstest bei Raumtemperatur zu bewerten.

Wird die Leiterplatte unter dem Flip-Chip durch eine externe Kraft \vec{F} derart deformiert, wie es in Abb. 4.1 dargestellt ist, dann treten in den Randregionen des Chips an der Grenzfläche zwischen Chip und Underfiller Zugspannungskonzentrationen auf. Der Chip ist am Rand des Verbundes in $-z$ -Richtung relativ zur Chipmitte stärker aus dem unbelasteten Zustand ausgelenkt als in den mittleren Bereichen. Deshalb sind dort die Spannungen im Vergleich zum unbelasteten Zustand am größten.

Wird die mechanische Belastung bei Raumtemperatur durchgeführt, dann überlagern sich die aus der Abkühlung des Flip-Chips resultierenden thermisch induzierten Spannungen mit den mechanisch induzierten Spannungen. Das heißt die Druckspannungen im Randbereich des Flip-Chips mit Meniskus werden bei positiver externer Kraft $+\vec{F}$ mit Zugspannungen überlagert. Es resultiert ein dreidimensionaler Gesamtspannungszustand im Underfiller, der dem eines „wärmeren“ Flip-Chips ohne mechanische Beanspruchung ähnlich ist. Ähnlich bedeutet hier nicht identisch, da die Spannungen durch die Kontraktion des Underfillers nicht mechanisch abgebildet werden können. Eine Kraft $-\vec{F}$ führt zu einem „kälterem Zustand“.

Durch zyklische Variation der externen Kräfte im Bereich $[-\vec{F}, +\vec{F}]$ müssten sich Delaminationen an der Grenzfläche zwischen Chip und Underfiller als Folge von Materialermüdung induzieren lassen. Der Betrag der im Flip-Chip mechanisch induzierten Spannungen darf nicht höher als der Betrag der thermisch induzierten Spannungen sein, um ein unrealistisches Überschreiten von Materialfestigkeiten zu verhindern. Es wird deshalb vorgeschlagen, die Spezifikationen so zu wählen, dass die mechanischen Spannungen den Betrag der thermischen Spannungen im Feld haben. Die Biegung des Flip-Chips ist ein Maß für die zur Deformation führenden Spannungen im Verbund. Deshalb sollte der mechanische Test eine Biegung des Flip-Chip-Verbundes bewirken, die der thermischen Wölbung unter Einsatztemperaturspezifikationen entspricht.

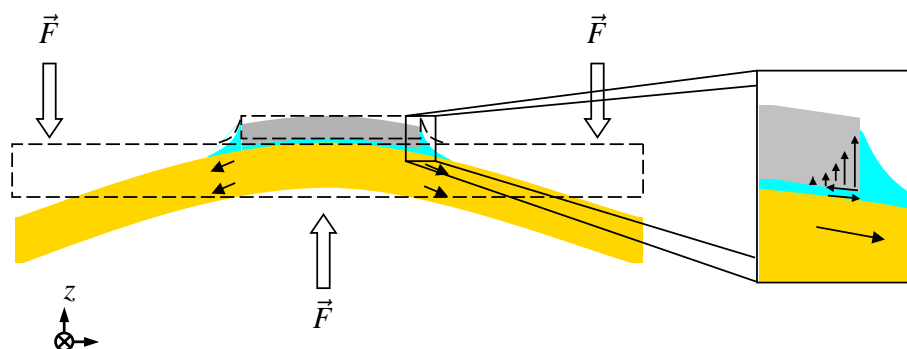


Abb. 4.1: Schema der Belastung für den mechanischen Test der Adhäsion des Underfillers im Flip-Chip. Die Pfeile stellen Zugspannungen (\rightarrow) bzw. Scherspannungen (\leftrightarrow) an der Grenzfläche zwischen Underfiller und Chip dar.

Für eine effiziente Bewertung der Haftfestigkeit von Underfillmaterialien im Flip-Chip-Verbund wird in Summe ein zeitsparender Kombinationstest aus:

1. Lagerung des Flip-Chip-Aufbaus im Pressure-Cooker bei $121\text{ }^{\circ}\text{C}$ und 100 % Luftfeuchtigkeit oder ein HAST bei $120\text{ }^{\circ}\text{C} \leq T \leq 130\text{ }^{\circ}\text{C}$ und Luftfeuchtigkeiten $90\% \leq r. F. \leq 100\%$ gefolgt von
2. einer zyklischen mechanischen Beanspruchung dieses Flip-Chip-Aufbaus, die eine Verbiegung des Flip-Chip-Verbundes induziert, wie sie durch thermische Abkühlung bei $T < T_G$ ebenfalls verursacht wird,

gewählt.

4.2 Experimentelle Randbedingungen

Für die Flip-Chip-Aufbauten wurde der in Abb. 4.2 a) dargestellte $10\text{ mm} \times 10\text{ mm}$ Silizium-Testchip verwendet. Er hat 184 Bumps aus eutektischem SnPb-Lot, die im Abstand von $200\text{ }\mu\text{m}$ peripher angeordnet sind. Die $380\text{ }\mu\text{m}$ dicken Chips waren rückseitenpoliert und deren Vorderseite mit Polyimid passiviert.

Das Layout der Aluminiummetallisierung und der Anschlusskontakte des Chips orientiert sich an der IZM-Messstruktur [70]. Diese ermöglicht eine Widerstandsmessung einer Reihenschaltung von 164 Bumps, die durch Leiterbahnen auf Chip und Schaltungsträger verbunden sind. In jeder Ecke des Flip-Chips befinden sich vier Strukturen für Vier-Punkt-Widerstandsmessungen an einzelnen Lotbump-Verbindungen. In Anhang B.2 sind die elektrischen Messungen näher beschrieben.

Als Schaltungsträger wurde ein $1,6\text{ mm}$ dickes FR4-Substrat mit Kupferleiterbahnen, Nickel-Gold-Oberfläche und einem handelsüblichen Lötstopplack auf Epoxid-Akrylat-Basis verwendet (Abb. 4.2 b)). Im Layout der Leiterplatten waren neben den Anschlüssen für zwei $10\text{ mm} \times 10\text{ mm}$ große Testchips noch Strukturen für Experimente mit $5\text{ mm} \times 5\text{ mm}$ -Chips integriert, die nicht in dieser Arbeit benutzt wurden. Deshalb konnten am ersten Chip lediglich 14 und am zweiten Chip jedoch alle 16 Vier-Punkt-Messungen durchgeführt werden.

Die Flip-Chip-Aufbauten wurden mit den vier verschiedenen Underfillmaterialien A, B, C, D vergossen.

In Abb. 4.3 ist ein komplett prozessierter Flip-Chip-Aufbau mit Underfillmaterial A dargestellt.

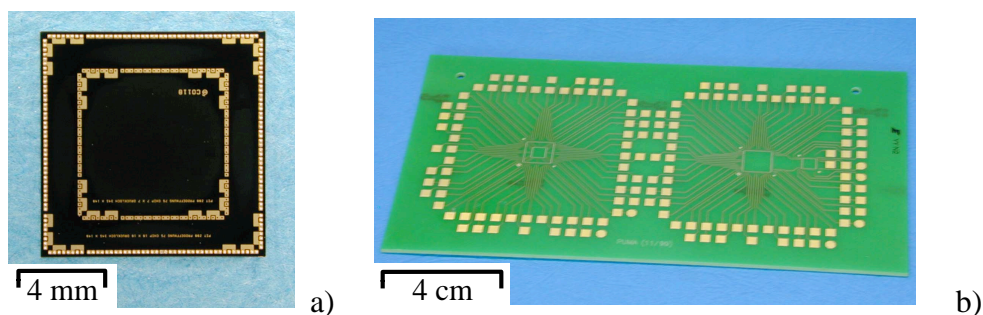


Abb. 4.2: Ausgangsmaterialien: a) Testchip und b) Leiterplatte

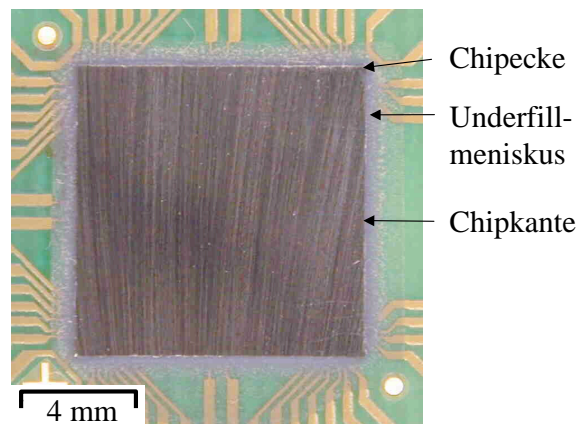


Abb. 4.3: Komplett prozessierter Flip-Chip-Aufbau mit Underfiller A

Die Abb. 4.4 zeigt die Aufnahme eines Querschliffes von einem Flip-Chip-Aufbau. Der Schliff verläuft im Lötstopplackgraben entlang einer Bumpreihe. In Abb. 4.5 ist eine rasterelektronenmikroskopische Aufnahme eines Bumps und seiner Umgebung aus diesem Bereich dargestellt. Ein Merkmal der Rasterelektronenmikroskopie (REM) ist der Elementkontrast [119]. Atome mit einer höheren Ordnungszahl emittieren mehr Sekundärelektronen als Atome niedriger Ordnung, weshalb man die blei- und zinnreichen Phasen im Lot als helle bzw. dunkle Bereiche unterscheiden kann.

Für den zeitsparenden Kombinationstest aus Feuchtigkeit Lagerung und mechanischem Biegen

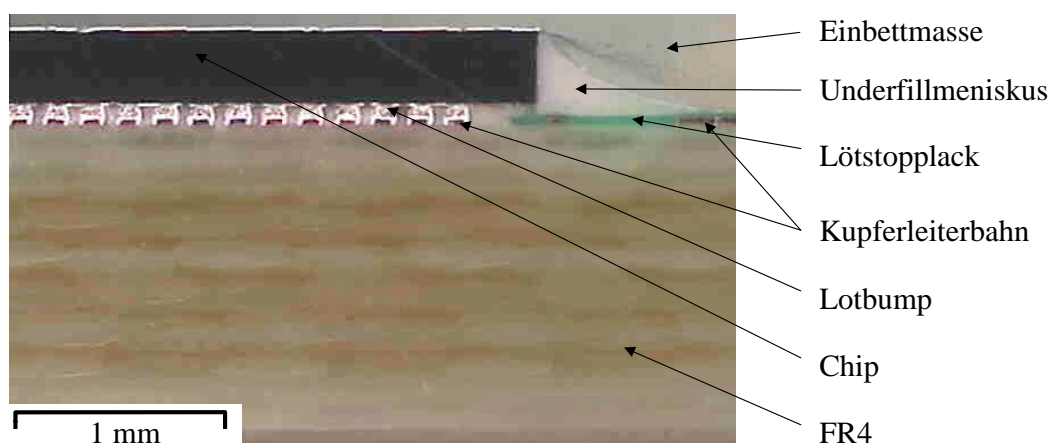


Abb. 4.4: Ausschnitt eines Querschliffs durch einen Flip-Chip-Aufbau entlang des Lötstopplackgrabens

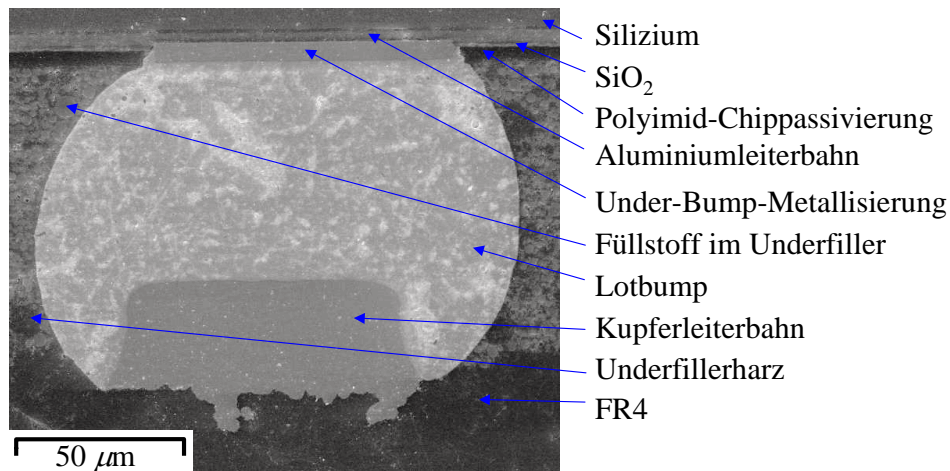


Abb. 4.5: REM-Aufnahme eines Querschliffs durch einen Flip-Chip-Bump

standen ein Pressure-Cooker und ein elektromagnetischer Shaker (einachsiger Vibrationstisch) zur Verfügung. Die Größe der delaminierten Fläche des Underfillmaterials von der Chippassivierung wurde mit Hilfe von Infrarotmikroskopie (IR-Mikroskopie) und Rasterultraschallmikroskopie (SAM-scanning acoustic microscopy) gemessen (siehe Anhang B.1). Die Festlegung der Testbedingungen erfolgte auf der Grundlage der Berechnung von Feuchtigkeitskonzentrationen und mechanischen Spannungen im Flip-Chip-Aufbau durch Finite-Elemente-Simulationen (FEM-Simulationen). Diese Simulationen wurden mit im Experiment messbaren Größen kalibriert.

5. Ableiten der Testbedingungen für die Feuchtigkeitslagerung

Da eine Feuchtigkeitslagerung die Haftung von Underfillmaterialien erheblich reduzieren kann, musste sie Bestandteil des im letzten Kapitel vorgeschlagenen zeitsparenden Kombinationstest sein. Im Folgenden werden ausgehend von den Transportphänomenen von Wasser in Epoxidharzen und Polyimiden die Feuchtigkeitskonzentrationen im verwendeten Flip-Chip-Aufbau berechnet und daraus eine adäquate Lagerzeit im Pressure-Cooker abgeleitet.

5.1 Diffusion

Den einfachsten Ansatz für die Beschreibung des Transportes von Wasser in einer polymeren Matrix bietet die Ficksche Diffusionstheorie. Dieser Ansatz wird zunächst von vielen Autoren verfolgt, die den Effekt von Feuchtigkeit auf kunststoffverkapselte elektronische Bauelemente und -gruppen untersuchen [101, 102, 120, 121, 122]. Es gelten die Fickschen Gesetze [123]:

$$1. \text{ Ficksches Gesetz} \quad \vec{s} = -D \frac{\partial n}{\partial \vec{r}} \quad (5.1)$$

$$2. \text{ Ficksches Gesetz} \quad \frac{\partial n}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial \vec{r}} D \frac{\partial n}{\partial \vec{r}}, \quad (5.2)$$

wobei

t	die Zeit,
\vec{s}	die Teilchenstromdichte,
$n(x, y, z, t)$	die Teilchenzahldichte,
\vec{r}	den Ortsvektor und
D	den Diffusionskoeffizient bezeichnet.

Für Diffusion in homogenen und isotropen Materialien mit konzentrationsunabhängigem Diffusionskoeffizienten vereinfacht sich das zweite Ficksche Gesetz zu:

$$\frac{\partial n}{\partial t} = D \frac{\partial^2 n}{\partial r^2}, \quad (5.3)$$

Die experimentelle Bestimmung der Feuchtigkeitskonzentration in einem Material in Abhängigkeit von Ort und Zeit ist nicht trivial. In vielen Experimenten kann nur die von einem Körper absorbierte oder aus einem Körper desorbierte Gesamtmenge bestimmt werden [123]:

$$N = \int_0^t \left(\oint_{A_O} \vec{s} d\vec{A} \right) dt = \iiint_V n dV, \quad (5.4)$$

wobei

N	die Teilchenzahl,
A_O	die Oberfläche des Körpers,
\vec{A}	die Fläche und
V	das Volumen des Körpers bezeichnet.

Für den eindimensionalen Fall der Diffusion in eine Platte der Dicke l (Abb.5.1) lassen sich folgende Lösungen der Literatur entnehmen [123]:

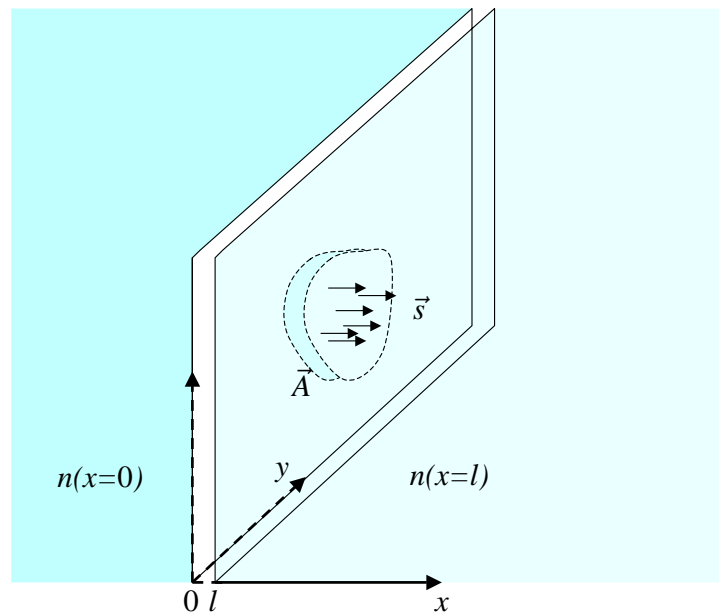


Abb. 5.1: Schematische Darstellung der Diffusion durch eine Platte der Dicke l

Eindimensionale Lösungen $n(x, t)$ der Fickschen Gesetze

Desorption:

Nebenbedingungen:

- $n(0 < x < l, t = 0) = n_0$
- $n(x = 0, t > 0) = 0$ und $n(x = l, t > 0) = 0$

Lösung:

$$n(x, t) = \frac{4n_0}{\pi} \sum_{m=0}^{\infty} \frac{1}{(2m+1)} e^{-\frac{D(2m+1)^2 \pi^2 t}{l^2}} \sin \frac{(2m+1) \pi x}{l} \quad (5.5)$$

$$s(l, t) = -s(0, t) = D \frac{8n_0}{l} \sum_{m=0}^{\infty} e^{-\frac{D(2m+1)^2 \pi^2 t}{l^2}} \quad (5.6)$$

$$N(t) = A \frac{8n_0 l}{\pi^2} \sum_{m=0}^{\infty} \frac{1}{(2m+1)^2} e^{-\frac{D(2m+1)^2 \pi^2 t}{l^2}}, \quad (5.7)$$

woraus $n(x, t \rightarrow \infty) = 0$ und $N(t \rightarrow \infty) = 0$ folgen.

Absorption:

Nebenbedingungen:

- $n(0 < x < l, t = 0) = 0$
- $n(x = 0, t > 0) = n_0$ und $n(x = l, t > 0) = n_0$

Lösung:

$$n(x, t) = n_0 - \frac{4n_0}{\pi} \sum_{m=0}^{\infty} \frac{1}{(2m+1)} e^{-\frac{D(2m+1)^2 \pi^2 t}{l^2}} \sin \frac{(2m+1) \pi x}{l} \quad (5.8)$$

$$s(l, t) = -s(0, t) = -D \frac{8n_0}{l} \sum_{m=0}^{\infty} e^{-\frac{D(2m+1)^2 \pi^2 t}{l^2}} \quad (5.9)$$

$$N(t) = An_0 l - \frac{8An_0 l}{\pi^2} \sum_{m=0}^{\infty} \frac{1}{(2m+1)^2} e^{-\frac{D(2m+1)^2 \pi^2 t}{l^2}}, \quad (5.10)$$

woraus $n(x, t \rightarrow \infty) = n_0$ und $N(t \rightarrow \infty) = An_0 l$ folgen.

Dabei sind

- l die Dicke der Platte,
 A die Querschnittsfläche der Platte und
 n_0 die Sättigungskonzentration der Platte.

Diese eindimensionalen Lösungen lassen sich für Plattenmaterial konstanter Dicke verwenden, wenn die Dicke l viel kleiner als die laterale Ausdehnung in der Länge und der Breite ist. Unter den getroffenen Annahmen beschreibt Gl. 5.7 die Desorption aus einem gesättigten Material in eine trockene Umgebung und Gl. 5.10 die Absorption in eine anfangs trockene Platte aus einer Umgebung mit konstanter Konzentration.

Laut Gl. 5.10 würde die vom Polymer aus einer Umgebung mit konstanter Feuchtigkeitskonzentration aufgenommene Feuchtigkeitsmenge schneller gegen einen Grenzwert streben als es tatsächlich beobachtet wird. Selbst nach langen Lagerzeiten in feuchter Atmosphäre steigt die in Epoxidharzen und Polyimiden absorbierte Menge langsam, stetig und näherungsweise linear weiter an [102, 120, 122, 124]. Dieser langsame Anstieg erklärt sich aus der Struktur des Polymers und den polaren Eigenschaften des Wassers [125].

In der Literatur wird über die Existenz zweier Formen von Wasser im Polymer berichtet, einer freien und einer gebundenen Form. Experimentelle Untersuchungen mit Hilfe von verschiedenen Techniken wie Mid Infrared Spectroscopy, Near Infrared Spectroscopy, Ultraviolet Reflection Spectroscopy und dielektrische Messungen belegen eindeutig, dass neben freiem beweglichen Wasser ein Teil der Feuchtigkeit im polymeren Netzwerk und in Clustern gebundenen ist [126, 127, 128]. Das gebundene Wasser schwächt die primären polaren Bindungen und Wasserstoffbrücken im Netzwerk, was zu einer Plastifizierung und einer Erhöhung der Segmentbeweglichkeit führt [125]. Dadurch wächst das freie Volumen und ermöglicht die Aufnahme von weiterem freiem Wasser. Bei Temperaturen $T < T_G$ ist die Segmentbeweglichkeit moderat [129], und dies könnte den langsamen Anstieg der Feuchtigkeitsaufnahme erklären. Andere Effekte, welche die kontinuierliche Zunahme der Sättigungskonzentration unterstützen, sind hydrolytischer Kettenabbau und die Bildung von Mikrorissen in der Kunststoffmatrix [81, 84, 85, 130, 131].

Die langsame Zunahme der absorbierten Wassermenge nach langen Lagerzeiten erfordert die Erweiterung des Fickschen Diffusionsmodells. Nach Crank und Vieth kann das gebundene Wasser durch einen zusätzlichen Term an Gl. 5.3 berücksichtigt werden [123, 125]:

$$\frac{\partial n}{\partial t} + \frac{\partial n_{\text{geb}}(t)}{\partial t} = D \frac{\partial^2 n}{\partial r^2}, \quad (5.11)$$

wobei

$n_{\text{geb}}(t)$ die Konzentration des gebundenen Wassers ist.

In dieser Arbeit wird $\partial n_{\text{geb}}/\partial t$ durch einen Term ersetzt, der eine Wassersenke symbolisiert, die das Wasser fest bindet.

$$\frac{\partial n}{\partial t} = D \frac{\partial^2 n}{\partial r^2} - kn, \quad \frac{\partial n_{\text{geb}}}{\partial t} = kn, \quad (5.12)$$

wobei

$k [s^{-1}]$ die Bindungsgeschwindigkeitskonstante ist.

Mit diesem linearen Ansatz lassen sich viele publizierte experimentelle Resultate über die Feuchtaufnahme von Epoxidharzen und Polyimiden beschreiben (z. B. [102, 120, 122, 124, 126, 132]). Er ist nur für eine Anfangsphase der Feuchtigkeitslagerung gerechtfertigt, solange die Anzahl der eindiffundierenden Wassermoleküle kleiner als die Anzahl möglicher Aufenthaltsplätze ist. Epoxidharze und Polyimide für die elektronische Aufbau- und Verbindungstechnik werden unter der Vorgabe entwickelt, dass sie möglichst wenig Wasser langsam absorbieren. Deshalb hat die getroffene Annahme auch für längere Lagerzeiten Gültigkeit, sollte aber nur für Absorption und die in dieser Arbeit diskutierten Lagerzeiten verwendet werden.

Mit Hilfe der Methode von Danckwert [123] lässt sich Gl. 5.12 lösen. Unter den Bedingungen:

$$\begin{aligned} n(\vec{r}, 0) &= 0 \text{ und } n(\vec{r} \in A_O, t > 0) = n_0 \\ \text{bzw.} \\ \left. \frac{\partial n}{\partial \vec{N}} \right|_{\vec{r} \in A_O, t > 0} &= h(n_0 - n) \text{ mit } \vec{N} \text{ als Normale der Oberfläche, } h, n_0 = \text{const.} \end{aligned}$$

folgt:

$$n = k \int_0^t n_1 e^{-kt'} dt' + n_1 e^{-kt} \text{ mit } n_1 \text{ als Lösung aus } \frac{\partial n_1}{\partial t} = D \frac{\partial^2 n_1}{\partial r^2}. \quad (5.13)$$

Damit ergibt sich für die Absorption einer Platte:

Absorption:

Nebenbedingungen:

- $n(0 < x < l, 0) = n_0$
- $n(x = l, t > 0) = 0$ und $n(x = 0, t > 0) = 0$

Lösung:

$$\begin{aligned} n(x, t) &= n_0 - \frac{4n_0}{\pi} \sum_{m=0}^{\infty} \left(\frac{1}{(2m+1)} \sin \frac{(2m+1)\pi x}{l} \right) \\ &\quad \cdot \left(\frac{k + v e^{-t(k+v)}}{k + v} \right) \end{aligned} \quad (5.14)$$

$$s(l, t) = -s(0, t) = -D \frac{4n_0}{l} \sum_{m=0}^{\infty} \left(\frac{k + v e^{-t(k+v)}}{k + v} \right) \quad (5.15)$$

$$N(t) = AD \frac{8n_0}{l} \sum_{m=0}^{\infty} \left(\frac{kt(k+v) - v e^{-t(k+v)} + v}{(k+v)^2} \right) \quad (5.16)$$

$$\text{mit } v = \frac{D(2m+1)^2 \pi^2}{l^2}. \quad (5.17)$$

Die Gl. 5.16 beschreibt einen konstanten Anstieg der aufgenommenen Menge an Feuchtigkeit nach dem Erreichen der „Sättigung“ und trägt deshalb den beobachteten Phänomenen besser Rechnung als Gl. 5.10. Mit Hilfe der drei Materialparameter D , n_0 und k kann die Feuchtaufnahme von Epoxidharzmaterialien und Polyimiden im Flip-Chip-Verbund modelliert werden.

Der Diffusionskoeffizient ist eine material- und teilchenspezifische Eigenschaft des Systems. Auch für Polymere zeigt der Diffusionskoeffizient eine Arrhenius-Abhängigkeit von der Temperatur [125]:

$$D = D_0 e^{-\frac{E_D}{RT}}, \quad (5.18)$$

wobei

D_0	den Vorfaktor,
E_D	die Aktivierungsenergie für den Diffusionsmechanismus,
$R = 8,31441 \text{ JK}^{-1} \text{ mol}^{-1}$	die Gaskonstante und
T	die Temperatur in K bezeichnet.

Die Aktivierungsenergie ist ein Maß für die aufbrachte Energie, um Spalte und Kanäle für den Wassertransport in der Polymerstruktur zu formen. Sie steht deshalb im Zusammenhang mit der Segmentbeweglichkeit im Polymer, die abhängig von der Temperatur ist.

Eine detaillierte Vorstellung über die Transportmechanismen in Epoxidharzen vermittelt Soles [78, 132] und korreliert sie mit PALS (Positron Annihilation Spectroscopy), Kernspinresonanzspektroskopie und DMA. Das Wasser bewegt sich in Nanoporen, die entlang von polaren Gruppen verlaufen, z. B. Hydroxyl- oder Aminogruppen. Aufgrund der lokalen Umklappprozesse der β -Relaxation verschieben sich die polaren Seitengruppen und es lösen sich die Wasserstoffbrücken ($\text{N} \cdots \text{HO}, \text{O} \cdots \text{HO}, \text{OH} \cdots \text{OH}$) zwischen ihnen. Die polaren Gruppen agieren nun als Fallen für die polaren Wassermoleküle und binden sie. Damit wird die Nanopore blockiert und der Wassertransport für die folgenden Wassermoleküle unterbrochen. Die Nanoporen öffnen und schließen sich mit der Frequenz der β -Relaxation und somit wird der Transport durch die internen Molekülbewegungen reguliert. Dieses Bild wird durch die Übereinstimmung von molekularen Umklappfrequenzen mit den mittleren Sprungfrequenzen für die Wasserdiffusion und durch die Übereinstimmung der Aktivierungsenergien für die β -Relaxation, der Diffusionskoeffizienten und der Bindungsenergien der Wasserstoffbrücken getragen.

Soles Abhandlungen passen in das allgemeine in der Literatur vermittelte duale Absorptionsmodell von niedermolekularen Substanzen in glasartigen Polymeren unterhalb der Glasübergangstemperatur [125].

Der erste Diffusionsmechanismus erfolgt über Mikrohohlräume bzw. im freien Volumen, welches beim Abkühlen unterhalb der Glasübergangstemperatur durch das Erstarren langreichweitiger Molekülkonformationen im nicht vollständig relaxierten Polymer entsteht. Mit steigendem Druck und konstanter Temperatur nimmt der Anteil des ersten Diffusionsmechanismus an der Sättigungskonzentration bis zu einem Grenzwert asymptotisch zu. Dieser Grenzwert sinkt mit steigender Temperatur, da das freie Volumen abnimmt. Ab der Glasübergangstemperatur wird der Diffusionsmechanismus über das freie Volumen insignifikant.

Der zweite Diffusionsmechanismus beruht auf dem Dehnen der Polymermatrix, wodurch Diffusionskanäle entstehen. Er ist durch eine lineare Abhängigkeit der Sättigungskonzentration vom Dampfdruck (Henry'sches Gesetz) und einer nährungsweisen Unabhängigkeit von der Temperatur unter- und oberhalb der Glasübergangstemperatur gekennzeichnet. Im Bereich der Glasübergangstemperatur nimmt der Elastizitätsmodul mit steigender Temperatur ab, die Segmentbeweglichkeit steigt und somit auch der Anteil des zweiten Diffusionsmechanismus.

Die Diffusionsgeschwindigkeit beider Mechanismen steht in direkter Korrelation mit der Segmentbe-

weglichkeit und deren Abhängigkeit von der Temperatur (siehe auch Abschnitt 3.1.1).

Durch Absorption von niedermolekularen Substanzen wird die Polymermatrix plastifiziert. In Abschnitt 3.1 wurde die daraus resultierende Quellung und Absenkung der Glasübergangstemperatur für die hier verwendeten Polymere dokumentiert. Aufgrund der Plastifizierung wird die Relaxation langreichweitiger hochenergetischer Konformationen wahrscheinlicher. Dadurch plastifiziert und quillt das Polymer geringfügig weiter und die Sättigungskonzentration steigt langsam an.

Da die Diffusionseigenschaften von Duroplasten im direkten Zusammenhang mit der Polymerstruktur und ihrem Relaxationsverhalten stehen, können die im Folgenden diskutierten und angewendeten Diffusionseigenschaften nur auf die entsprechenden Konditionierbedingungen und Materialien, Epoxidharze und Polyimide, bezogen werden.

5.2 Bestimmung der Diffusionseigenschaften

Die Bestimmung der Diffusionseigenschaften für die vier Underfillmaterialien und das FR4 erfolgte mittels Absorptionsexperimenten bei

- 85 % relativer Luftfeuchte und 85 °C und
- 100 % relativer Luftfeuchte und 121 °C.

Mit Hilfe einer HEAD-SPACE-Analyse (Gaschromatografische Analyse des Dampfraums) von Underfillmaterial D wurde beispielhaft belegt, dass die relative Massenänderung nach der Lagerung in feuchter Atmosphäre der aufgenommenen Feuchtigkeit entspricht.

Vier 5 mm × 5 mm × 5 mm-Würfel des Underfillmaterials und die für 100 % relative Luftfeuchtigkeit erforderliche Menge an deionisiertem Wasser wurden in einem 50 ml Glas versiegelt und 4 h bei 121 °C erhitzt. Anschließend wurden die flüchtigen Bestandteile der Dampfphase im Glas mit einem Massenspektrometer analysiert. Außer Wasser konnten keine flüchtigen Verbindungen nachgewiesen werden.

Vier weitere Underfillerwürfel wurden 24 h im Pressure-Cooker gelagert, anschließend in einem 50 ml Glas versiegelt und die flüchtigen Bestandteile nach einer Temperung des Glases für eine Stunde bei 150 °C analysiert. Es konnten ebenfalls keine Verbindungen außer Wasser nachgewiesen werden. Aus diesen Ergebnissen kann geschlossen werden, dass während der Lagerung in feuchter Atmosphäre nur ein nicht messbarer Anteil kleiner 1 ppm an niedermolekularen Verbindungen aus dem Underfiller D austritt. Da Underfiller D vergleichbare Eigenschaften wie die anderen Underfillmaterialien A, B und C aufweist, gilt diese Aussage vermutlich auch für alle Proben.

Für die Absorptionsexperimente wurden 1 mm dicke Underfillerscheiben und 1,6 mm dicke FR4-Platten mit einem Durchmesser von 9 cm gefertigt und gewogen. Vor Beginn der Lagerung wurden die Platten bei 125 °C für vier Stunden in einem Ofen getrocknet und nach zwei, drei, und vier Stunden das Gewicht bestimmt. Nach den letzten zwei Stunden konnte keine Gewichtsabnahme der getrockneten Proben gemessen werden. Die Platten wurden anschließend bei 85 °C in 85 % relativer Luftfeuchte oder im Pressure-Cooker gelagert und in Intervallen gewogen.

In Abb. 5.2 ist die relative Gewichtszunahme einer Scheibe aus Underfillmaterial A dargestellt, die bei 85 °C in 85 % r. F. gelagert wurde. Für kurze Zeiten stimmt das rein Ficksche Diffusionsmodell mit den Messwerten überein. Deutliche Abweichungen ergeben sich für eine längere Lagerung.

In diesem Fall beschreibt nur das erweiterte Modell nach Gl. 5.16 den Verlauf entsprechend der Messung. Deshalb wurde dieses Modell verwendet, um den Verlauf der Kurven iterativ anzugleichen. Die Masse des Wassers ergibt sich aus:

$$m_{\text{Wasser}} = NM_{\text{Wasser}}/N_A, \quad (5.19)$$

wobei

N	die Anzahl der Wassermoleküle,
m_{Wasser}	die Masse des Wassers,
M_{Wasser}	die molare Masse des Wassers und
$N_A = 6,022 \cdot 10^{23} \text{ mol}^{-1}$	die Avogadro-Konstante bezeichnet.

Die Abbildungen 5.3, 5.4 und 5.5 enthalten die so ermittelten Sättigungskonzentrationen n_0 , Diffusionskoeffizienten D , und Bindungsgeschwindigkeitskonstanten k .

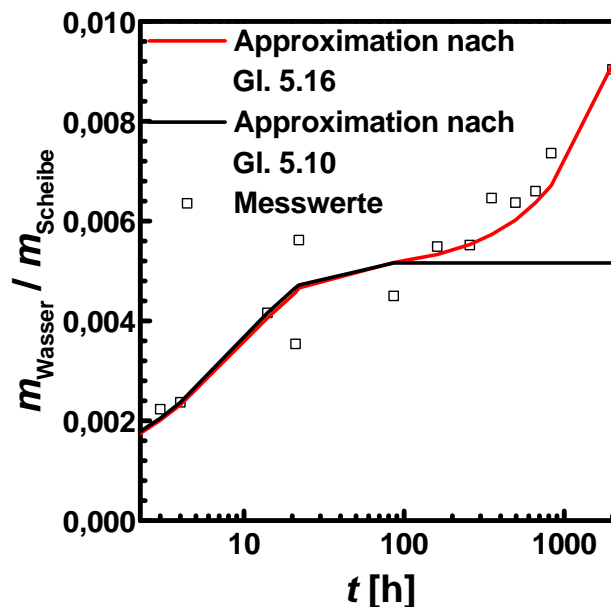


Abb. 5.2: Feuchtigkeitsaufnahme einer Underfiller A-Scheibe bei 85 % r. F. / 85 °C

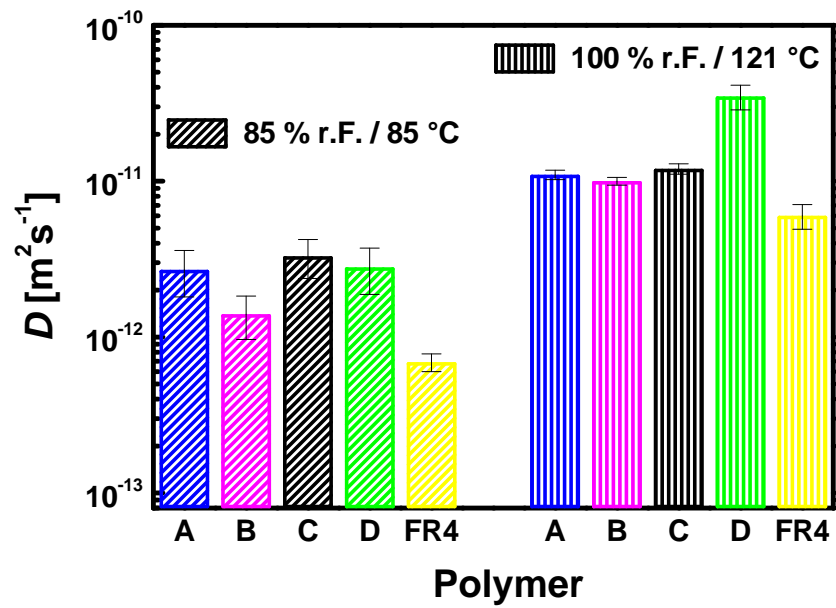


Abb. 5.3: Diffusionskoeffizienten

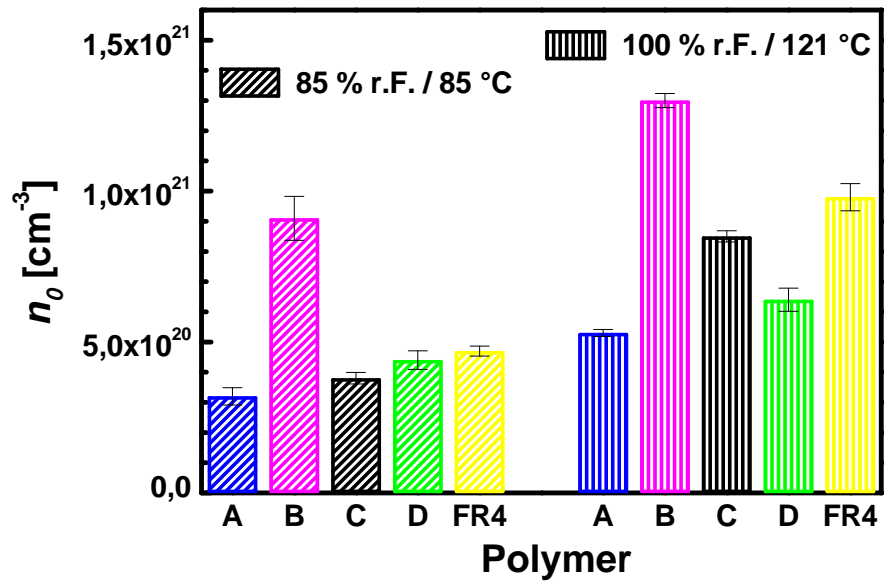


Abb. 5.4: Sättigungskonzentrationen

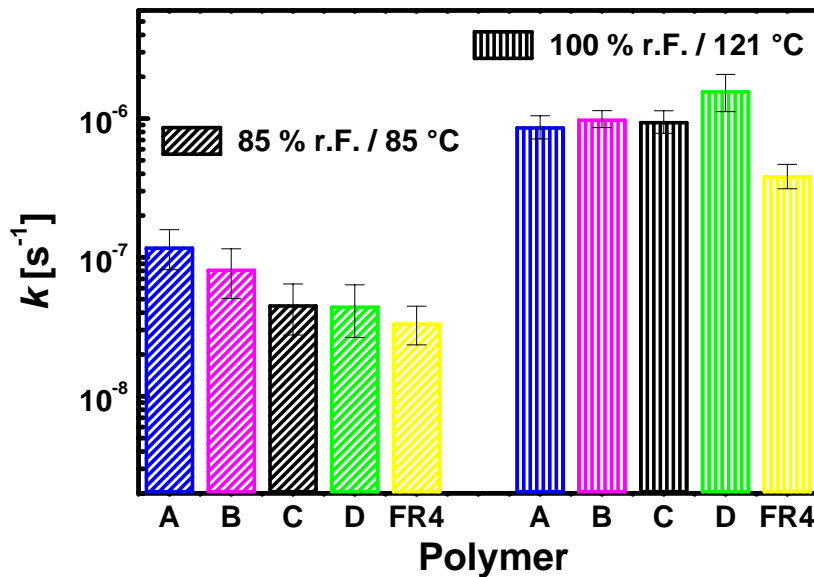


Abb. 5.5: Bindungsgeschwindigkeitskonstanten

Polyimid- und Lötstopplackproben konnten blasenfrei nur in dünnen Schichten dargestellt werden, da die Ausgangskomponenten einen hohen Anteil an Lösungsmittel haben. Proben dieser Dicke erreichen die Sättigung sehr schnell, so dass eine in-situ Messung erforderlich wird. Deshalb wurde der Gewichtsverlust von gesättigten Proben in Desorptionsexperimenten gemessen, die mit thermogravimetrischer Analyse (TGA) durchgeführt wurden. Dafür wurden quaderförmige Proben mit den Maßen 4 mm × 4 mm × 0,3 mm präpariert und bis zur Sättigung bei 85 % relativer Luftfeuchte und 85 °C bzw. im Pressure-Cooker bis zur Sättigung gelagert. Anschließend wurden die Proben der Lagerung entnommen und der Gewichtsverlust in der TGA-Apparatur bei 85 °C bzw. 121 °C gemessen. In Abb. 5.6 ist die Desorptionskurve des Lötstopplacks bei 85 °C dargestellt. Zur Bestimmung des Diffusionskoeffizienten wurde die Kurve mit Gl. 5.7 unter Berücksichtigung von Gl. 5.19 approximiert.

Die Diffusionseigenschaften von Lötstopplack und Polyimid sind in den Abbildungen 5.7 und 5.8 mit dargestellt.

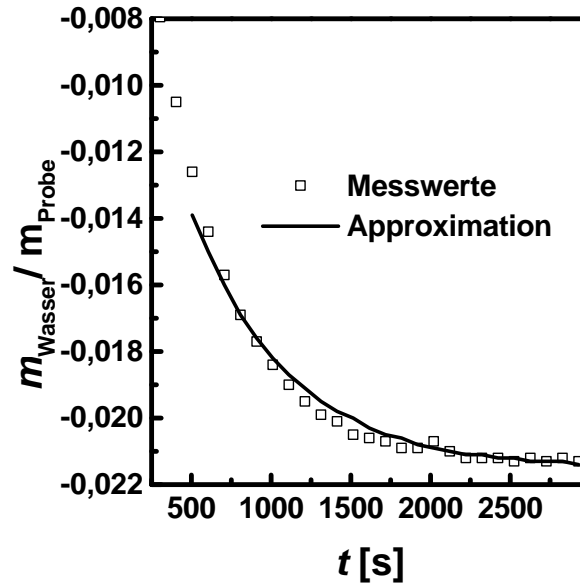


Abb. 5.6: Desorptionskurve des Lötstopplacks bei 85 °C

Die gemessenen Diffusionskoeffizienten der Verbundmaterialien sind effektive Koeffizienten, die sich aus den Diffusionskoeffizienten des Harzes und des Füllstoffs sowie den geometrischen Eigenschaften der Mischung ergeben. Mit der Maxwell'schen Gleichung kann ein effektiver Diffusionskoeffizient einer homogenen Lösung von sphärischen Partikeln in einer Matrix abgeschätzt werden [123].

$$\frac{D_{\text{eff}} - D_{\text{Harz}}}{D_{\text{eff}} + 2D_{\text{Harz}}} = v_{\text{Füllstoff}} \frac{D_{\text{Füllstoff}} - D_{\text{Harz}}}{D_{\text{Füllstoff}} + 2D_{\text{Harz}}} \quad (5.20)$$

Für die Füllstoffe kann $D_{\text{Füllstoff}}$ vernachlässigt werden, so dass sich

$$D_{\text{Harz}} = \frac{2 + v_{\text{Füllstoff}}}{2 - 2v_{\text{Füllstoff}}} D_{\text{eff}} \quad (5.21)$$

ergibt, wobei

D_{eff}	der effektive Diffusionskoeffizient des Verbundes,
D_{Harz}	der Diffusionskoeffizient der polymeren Harzmatrix,
$D_{\text{Füllstoff}}$	der Diffusionskoeffizient des Füllstoffes und
$v_{\text{Füllstoff}}$	der Anteil des Füllstoffes am Gesamtvolumen ist.

In den Abbildungen 5.7 und 5.8 sind die so errechneten Diffusionskoeffizienten und Sättigungskonzentrationen für die Harzmatrix aufgelistet.

Der Füllstoffanteil wurde durch Wiegen der Materialien vor und nach Veraschen der Polymermatrix bei 600 °C bestimmt und mittels Dichte in Volumeneinheiten umgerechnet. In den Abbildungen sind auch Diffusionskoeffizienten für das FR4 angegeben, welche aus Gl. 5.21 resultieren. Da die geometrischen Annahmen für Gl. 5.21 diese Rechnung nicht rechtfertigen, können diese Werte nur als Schätzwerte für die Harzmatrix betrachtet werden. Alle gelisteten Diffusionskoeffizienten liegen für Lagerung in 85 % r. F. bei 85 °C und im Pressure-Cooker in den Größenordnungen $10^{-12} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$

bzw. $10^{-11} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$. Für die Epoxidharzmaterialien ergeben sich Aktivierungsenergien von 42 bis 82 kJ/(mol K) und für das Polyimid von 25 kJ/(mol K). Diese Resultate stehen im Einklang mit den in der Literatur veröffentlichten Werten [78, 88, 131] von 40-60 kJ/(mol K) für Epoxidharze und von 30 kJ/(mol K) für Polyimid [133]. Die ermittelten Diffusionskoeffizienten und Sättigungskonzentrationen korrelieren weiterhin mit publizierten Werten bei konstanter Temperatur [101, 102, 134].

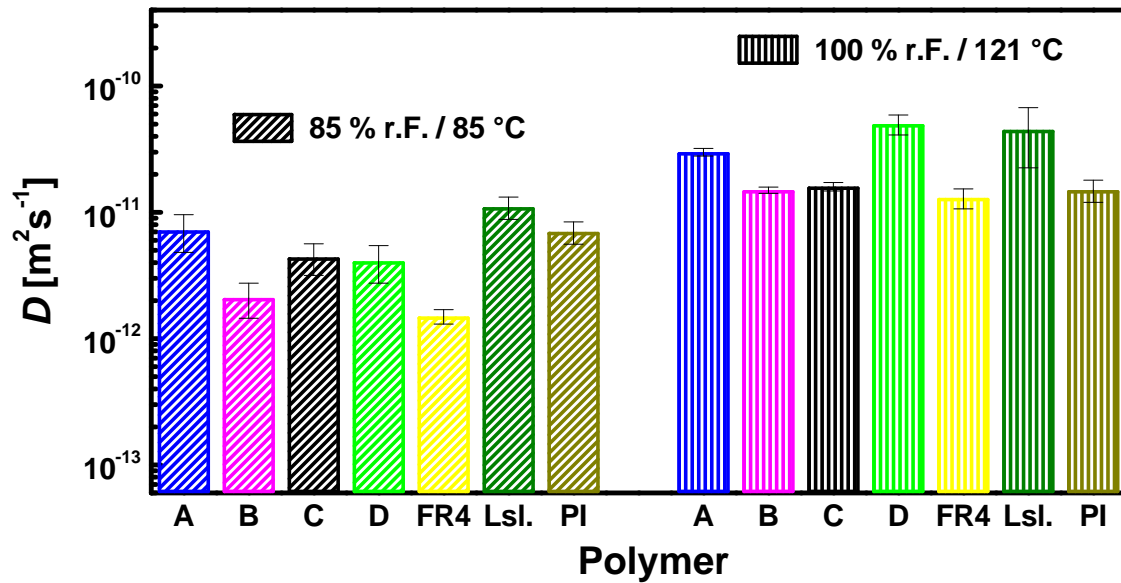


Abb. 5.7: Diffusionskoeffizienten der Harzmatrix

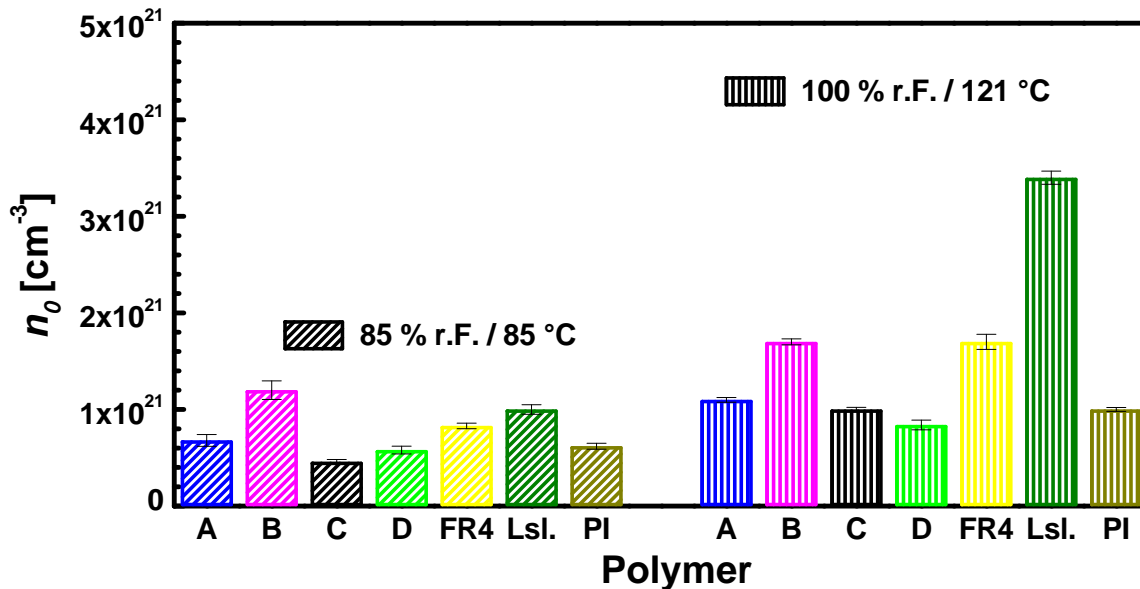


Abb. 5.8: Sättigungskonzentrationen der Harzmatrix

5.3 Simulation der Feuchtigkeitsverteilung

Um eine der 85/85-Lagerung äquivalente Testdauer im Pressure-Cooker abzuschätzen, wurde eine Simulation mit der Methode der finiten Elemente durchgeführt. Es handelt sich hierbei um eine numerische Methode zur Lösung von partiellen Differential-Gleichungen, die auf der Variationsrechnung und der Diskretisierung des Lösungsraums beruht [135]. Für Diffusionsprozesse wird beispielsweise nach dem Konzentrationsfeld $n(x, y, z, t)$ als Lösung der Diffusionsgleichung gesucht. Dafür wird das zu untersuchende Gebiet (z. B. der Flip-Chip-Aufbau) in einzelne Elemente zerlegt, für die Näherungslösungen bestimmt werden. Als Näherungslösung für ein Element wird eine Interpolation zwischen den exakten Lösungen an bestimmten Punkten auf dem Rand und im Inneren des Elements angesetzt. Die exakten Lösungen ergeben sich dann aus einem Gleichungssystem, welches aus dem Variationsprinzip der Differential-Gleichung, den physikalischen Randbedingungen und der gewählten Diskretisierung folgt. Für die Konstruktion und Diskretisierung des Aufbaus sowie die Lösung des Gleichungssystems gibt es eine Vielzahl von kommerzieller Software (z. B. [136, 137]).

5.3.1 Beschreibung des Simulationsmodelles

Für die Untersuchung der Feuchtigkeitsabsorption wurden Modelle für die Simulationssoftware „Abaqus 5.8“ erstellt [137].

Vom Hersteller ist eine Lösungsroutine *MASS DIFFUSION* für reine Ficksche Diffusion nach Gl. 5.3 implementiert. Die Software ermittelt die Lösungen für die Konzentrationen $n(x, y, z, t)$ für eine chronologische Folge von Zeitpunkten t_i . Dabei ist die aktuelle Lösung $n(x, y, z, t_i)$ die Eingangsgröße für die Bestimmung der Konzentration nach $n(x, y, z, t_{i+1})$.

Dem Anwender wird es ermöglicht, mit Hilfe der benutzerspezifischen Fortran-Routine *DFLUX* [137] einen zusätzlichen Materialfluss zu definieren, der nach jedem Zeitintervall berücksichtigt wird. Das heißt, bevor die Konzentration $n(x, y, z, t_i)$ an den nächsten Rechenschritt übergeben wird, wird sie entsprechend der Implementierung in *DFLUX* manipuliert. Mit Hilfe von *DFLUX* wurde die Gleichung 5.12 für die Underfillmaterialien umgesetzt, indem der zusätzliche Volumenfluss wie folgt definiert wurde:

$$\frac{\partial n}{\partial t} = kn \quad (5.22)$$

mit

n	als Teilchenzahldichte,
t	als Zeit und
k	als Bindungsgeschwindigkeitskonstante.

Eine weitere anwenderspezifische Fortran-Routine *UVARM* [137] ermöglicht es, benutzerdefinierte Größen nach jedem Zeitintervall aus denen in der Simulation kalkulierten Größen zu berechnen und zu speichern. Mit Hilfe dieser Funktion konnte der gebundene Anteil n_{geb} des Wassers und die aufgenommene Menge des Wassers n berechnet werden:

$$n_{\text{geb}}(t_m) = \sum_{i=0}^m (t_i - t_{i-1}) kn(t_i) \quad (5.23)$$

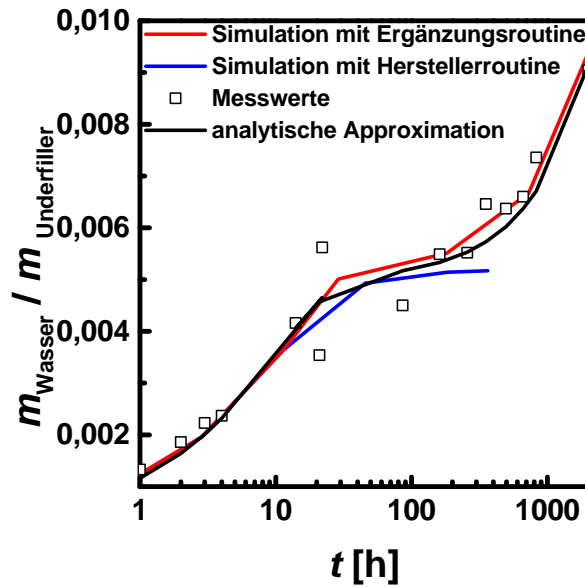


Abb. 5.9: Verifikation des Diffusionsmodells der Simulation, aufgenommene Feuchtigkeit einer 1 mm dicken Scheibe aus Underfiller A nach Lagerung in 85 % r. F. bei 85 °C

$$n(t_m) = n_{\text{Fick}}(t_m) + n_{\text{geb}}(t_m) = n_{\text{Fick}}(t_m) + \sum_{i=0}^m (t_i - t_{i-1})kn \quad (5.24)$$

mit

t_i, t_m als definierte Zeitpunkte, $i, m \in \{0, 1, 2, 3, \dots\}$, $i \leq m$,
 n_{geb} als Teilchenzahldichte des gebundenen Wassers und
 n_{Fick} als Teilchenzahldichte des beweglichen Wassers (mit Abaqus-Standardroutine errechneter Anteil).

Die Simulation wurde mit Hilfe der in Abschnitt 5.2 vorgestellten Experimente zur Bestimmung der Diffusionskoeffizienten verifiziert. In Abb. 5.9 ist die aufgenommene Menge an Feuchtigkeit einer 1 mm dicken Scheibe des Underfillmaterials A nach Lagerung in 85 % r. F. bei 85 °C über der Zeit aufgetragen. Die Simulation mit den Benutzer Routinen errechnet die Werte, die der analytische Fit beschreibt. Wird die Simulation ohne diese Erweiterung der Standardroutinen durchgeführt, dann können nur kurze Zeiten beschrieben werden.

Diese benutzerdefinierten Routinen wurden verwendet, um Feuchtigkeitskonzentrationsprofile im Underfiller des Flip-Chips zu berechnen. In Abb. 5.10 ist das voll vernetzte FEM-Modell abgebildet. Aufgrund der quadratischen Form des Flip-Chips genügt es, ein Achtelmodell des Flip-Chips zu betrachten. Da der Siliziumchip und die Lotbumps wasserundurchlässig sind, müssen sie nicht in die FEM-Rechnung einbezogen werden. Der Siliziumchip wurde deshalb nicht modelliert und die Bumps wurden durch quaderförmige Löcher mit einer Grundfläche von $100\mu\text{mm} \times 100\mu\text{m}$ im Underfiller approximiert. Die Leiterbahnen wurden vernachlässigt. Der Aufbau setzt sich aus mehreren Teilen zusammen, deren Oberflächen durch eine Kontaktbedingung zu Grenzflächen verknüpft sind.

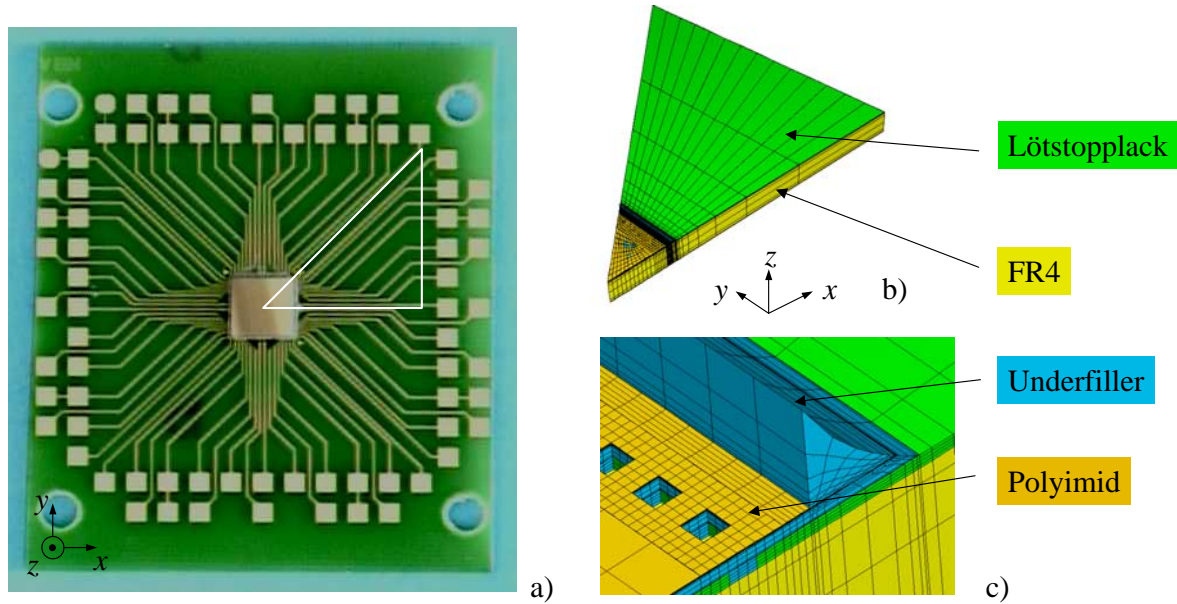


Abb. 5.10: Geometrisches Modell der Diffusionsrechnung

- a) reales Flip-Chip-Testvehikel
- b) gesamtes Achtelmodell und
- c) Randbereich des Flip-Chips

Dabei wird jedem Punkt der einen Oberfläche der berechnete Wert des am nächsten liegenden Punktes der anderen Oberfläche zugewiesen.

Das FEM-Modell wurde weitestgehend aus linearen Hexaederelementen konstruiert. Ein kleiner Bereich des Underfillmeniskus in der Ecke des Flip-Chip-Aufbaus wurde mit linearen Tetraederelementen vernetzt. In Tab. 5.1 sind die berücksichtigten Materialien gelistet. Für alle Materialien wurde isotropes Verhalten angenommen. Da die Diffusion von einem Medium ins benachbarte Medium laut der Modellgleichung 5.12 nur vom Anteil des mobilen Wassers abhängt und die Bindungsgeschwindigkeitskonstante sehr langsam ist, genügt es, nur das in dieser Arbeit interessante Material, den Underfiller, mit der erweiterten Fickschen Beschreibung zu modellieren. Der Ausgangszustand des Flip-Chip-Aufbaus wurde als trocken, diffusantfrei, angesetzt. Als Feuchtigkeitskonzentration mit dem Wert 1 wurde die Konzentration von H_2O -Molekülen in Wasser definiert. D. h., alle berechneten Konzentrationen sind Relativwerte im Vergleich zu Wasser:

$$n(FEM) \triangleq n/n_{\text{H}_2\text{O}} \quad (5.25)$$

Konstante Feuchtigkeitskonzentrationen von 1 wurden an der Vorder- und Rückseite der Leiterplatte sowie an der Oberfläche des Meniskus angesetzt. Die Sättigungskonzentrationen n_0 wurden als Löslichkeiten von Wasser $n_0/n_{\text{H}_2\text{O}}$ im jeweiligen Material berücksichtigt. Dadurch stellt sich sofort die Sättigungskonzentration $n_{\text{Fick}} = n_0/n_{\text{H}_2\text{O}}$ an den Oberflächen des Flip-Chip-Verbundes ein.

Material	Diffusionsgesetz	verwendete Größen
Leiterplatte	Ficksches Gesetz	D, n_0 aus Abschnitt 5.2
Polyimid	Ficksches Gesetz	D, n_0 aus Abschnitt 5.2
Lötstopplack	Ficksches Gesetz	D, n_0 aus Abschnitt 5.2
Underfiller	erweitertes Ficksches Gesetz laut Gl. 5.12	D, n_0, k aus Abschnitt 5.2

Tab. 5.1: Berücksichtigte Materialien in der FEM-Simulation der Feuchtigkeitsaufnahme der Flip-Chips

5.3.2 Ergebnisse der Simulation

Aufgrund der Geometrie des Flip-Chip-Aufbaus ergeben sich zwei Diffusionspfade für die Feuchtigkeit in den Flip-Chip-Aufbauten:

1. in z -Richtung von der Rückseite durch die Leiterplatte unter den Chip und
2. entlang der xy -Ebene von der Flip-Chip-Kante über Underfiller, Lötstopplack und FR4.

Abb. 5.11 zeigt die errechneten relativen Feuchtigkeitskonzentrationen $n_{\text{Fick}}/n_{\text{H}_2\text{O}}$ im Flip-Chip-Verbund mit Underfiller A für 85/85-Lagerung und verschiedene Lagerzeiten. Es ist das gesamte Modell in der gleichen Perspektive wie in der Abb. 5.10 dargestellt, d. h. man erkennt PI, Underfillmeniskus und Lötstopplack in der Draufsicht und das FR4 im Querschnitt. Unter dem Chip ist die Feuchtigkeitskonzentration im Polyimid zu erkennen. Zu Beginn der Lagerung (364 h) tritt die Feuchtigkeit hauptsächlich von außen durch den Underfillmeniskus in das Polyimid und den Underfiller unter dem Chip ein. Im Bumpbereich stellt sich bereits eine hohe Feuchtigkeitskonzentration ein. Nach längerer Lagerung diffundiert immer mehr Feuchtigkeit von der Rückseite des Flip-Chip-Verbundes durch die Leiterplatte unter den Chip, so dass sich in der Mitte des Flip-Chip-Verbundes ebenfalls hohe Feuchtigkeitskonzentrationen einstellen.

In Abb. 5.12 sind die errechneten relativen Feuchtigkeitskonzentrationen $n_{\text{Fick}}/n_{\text{H}_2\text{O}}$ für den gesamten Flip-Chip-Verbund mit Underfiller A für Lagerung im Pressure-Cooker und verschiedene Lagerzeiten dargestellt. Für Lagerzeiten zwischen 24 und 48 h stellen sich im Flip-Chip-Verbund Feuchtigkeitskonzentrationen ein, die mit 1000 h 85/85-Lagerung vergleichbar sind. Nach kurzen Lagerzeiten wie 24 h treten wesentlich höhere Feuchtigkeitsgradienten auf. Während in den Randbereichen schon hohe Konzentration vorliegen, ist die Mitte des Flip-Chip-Verbundes noch trocken.

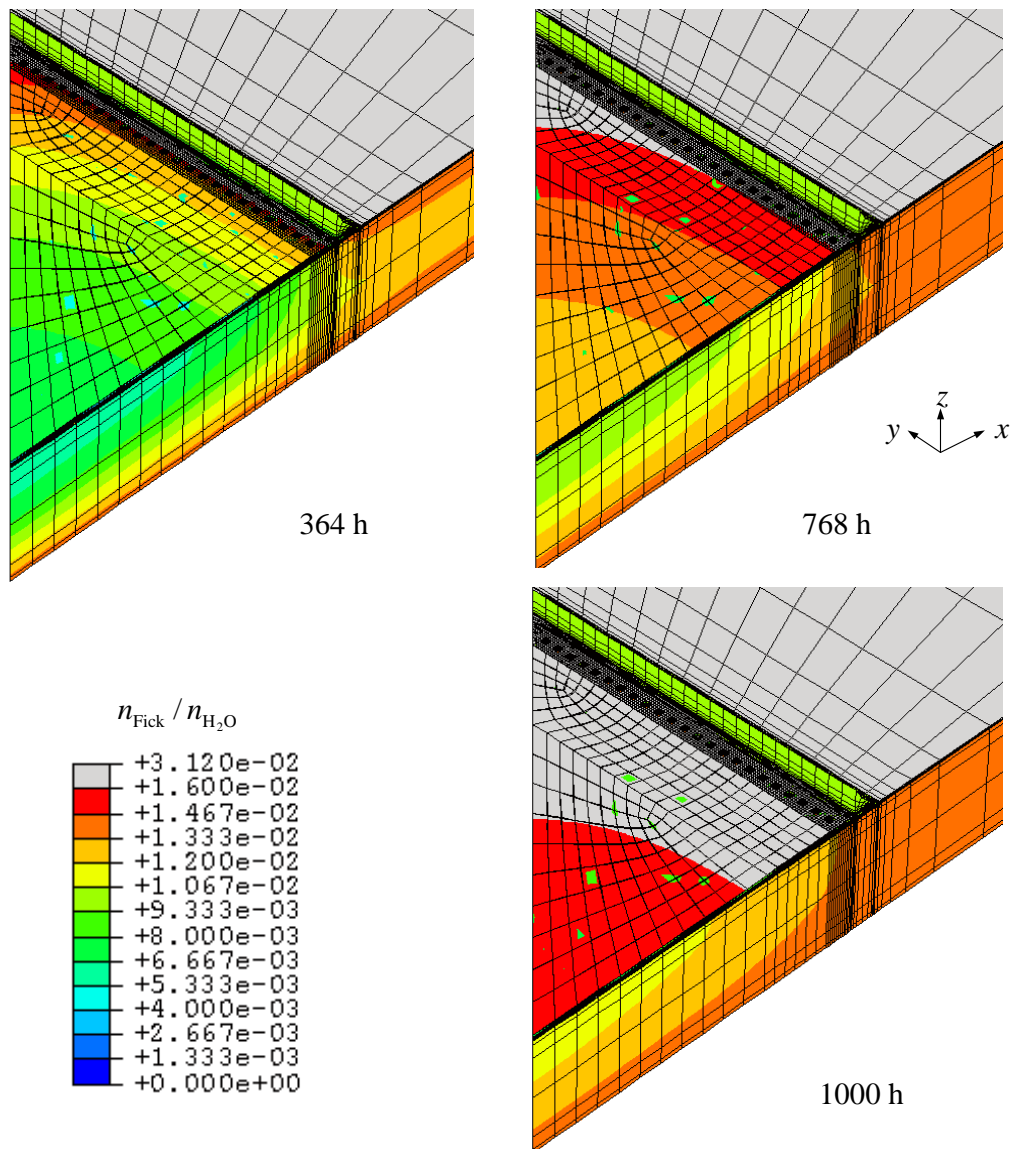


Abb. 5.11: Feuchtigkeitskonzentrationen $n_{\text{Fick}} / n_{\text{H}_2\text{O}}$ im Flip-Chip-Verbund mit Underfiller A für Lagerung bei 85 % relativer Luftfeuchte und 85°C

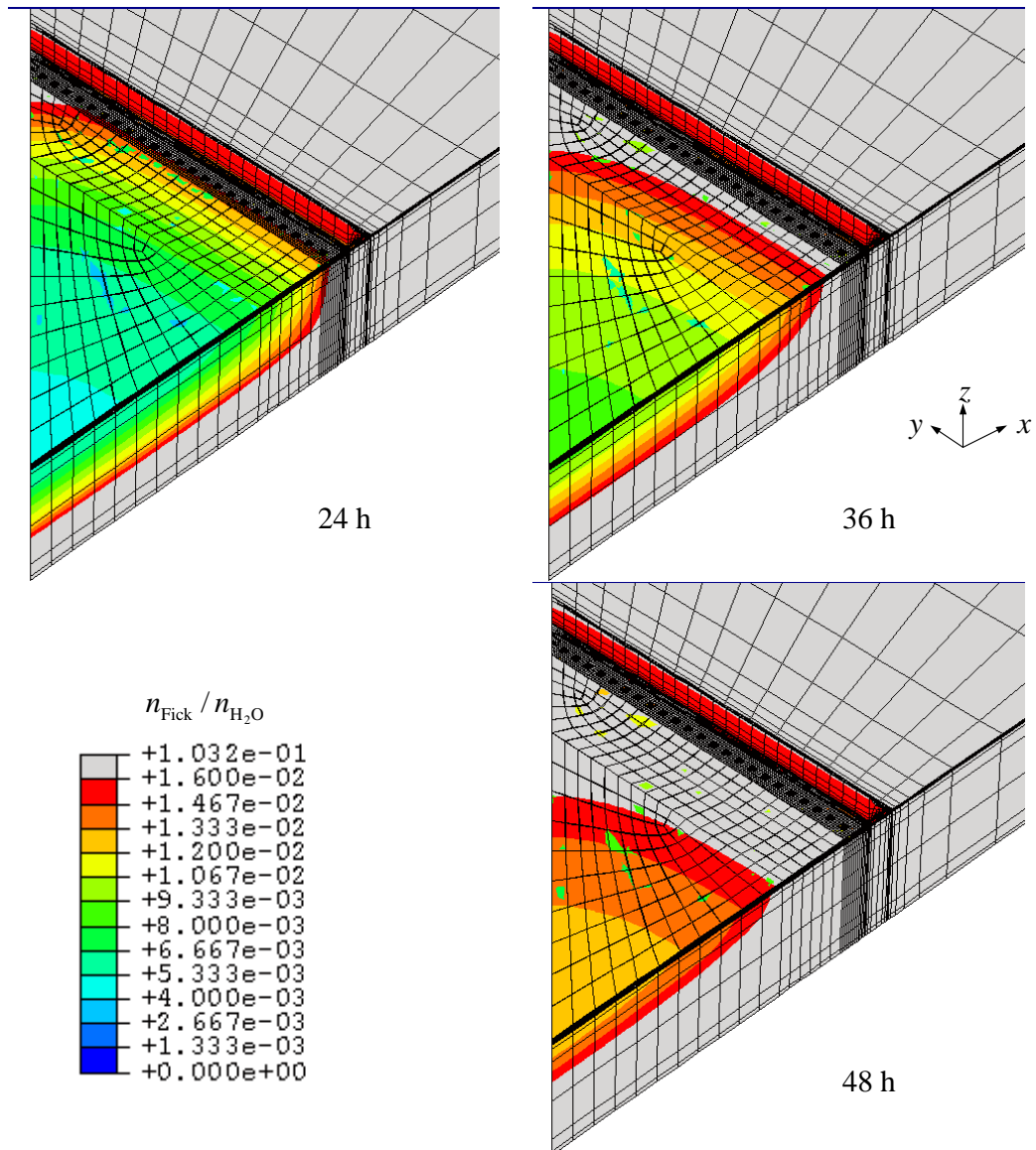


Abb. 5.12: Feuchtigkeitskonzentrationen $n_{\text{Fick}}/n_{\text{H}_2\text{O}}$ im Flip-Chip-Verbund mit Underfiller A für Lagerung im Pressure-Cooker

In Abb. 5.13 sind die errechneten Feuchtigkeitskonzentrationen im Underfiller von Flip-Chips mit Underfiller A dargestellt, die in 85/85 bzw. im Pressure-Cooker konditioniert wurden. In Übereinstimmung mit den bisher dargestellten Ergebnissen errechnet die Simulation analoge Feuchtigkeitskonzentrationen unter dem Chip für 1000 h 85/85-Lagerung sowie 24 bis 48 h dauernde Konditionierungen im Pressure-Cooker. Aufgrund der höheren Sättigungskonzentration n_0 der Underfillmaterialien bei Lagerung im Pressure-Cooker ergeben sich für die PC-Lagerung im Vergleich zur 85/85-Lagerung im Rand- und Meniskusbereich des Flip-Chips höhere Feuchtigkeitskonzentrationen und in der Chipmitte niedrigere Feuchtigkeitskonzentrationen.

Aus der Abb. 5.13 ist zu erkennen, dass entlang der Diagonalen des Flip-Chip-Aufbaus die Feuchtigkeitskonzentrationen und Gradienten extrem werden. In Abb. 5.14 sind die Konzentrationsprofile in der Underfillmaterialien A, B, C und D an der Polyimid/Underfill-Grenzfläche entlang der Diagonalen zwischen Chipecke und Chipmitte für unterschiedliche Lagerbedingungen in feuchter Atmosphäre dargestellt. Für alle Underfillmaterialien treten nach kurzer Lagerzeit von 24 h und 36 h im Pressure-Cooker in den Randbereichen höhere Feuchtigkeitskonzentrationen auf als nach 1000 h 85/85-Lagerung. Dieser Effekt ist hauptsächlich auf die höheren Sättigungskonzentrationen n_0 der Underfillmaterialien im Pressure-Cooker zurückzuführen (durch Pfeile dargestellt). Die starke Abnahme der Feuchtigkeitskonzentration in Richtung Chipmitte während der PC-Lagerung ergibt sich, da die Feuchtigkeit hauptsächlich von außen über den Meniskus diffundiert. Die Leiterplatte wird erst bei längeren Lagerzeiten (ab 48 h) für Feuchtigkeit durchlässig, so wie es bereits anhand von Abb. 5.12 dokumentiert wurde.

Während der tausendstündigen Lagerung bei 85 % relativer Luftfeuchte und 85 °C tritt ein hoher Anteil an Feuchtigkeit über das FR4 von der Rückseite in den Flip-Chip-Aufbau ein und als Folge stellt sich die homogenere Feuchtigkeitsverteilung ein.

Die Simulation ergibt, dass eine Lagerung im Pressure-Cooker von 24 h bis 48 h zu vergleichbar hohen Feuchtigkeitskonzentrationen im Underfiller des Flip-Chip-Verbundes wie eine tausendstündige Lagerung bei 85 % relativer Luftfeuchte und 85 °C führt. Während in den Randregionen geringfügig höhere Konzentrationen auftreten, ergeben sich für die Chipmitte geringere Werte. Es ist daher zu erwarten, dass man die Underfillmaterialien nach beiden Konditioniermethoden bewerten darf. Ein Underfiller, der nach 24 h bis 48 h Pressure-Cooker Lagerung großflächig versagt, müsste auch nach 1000 h bei 85 % relativer Luftfeuchte und 85 °C Ausfälle zeigen.

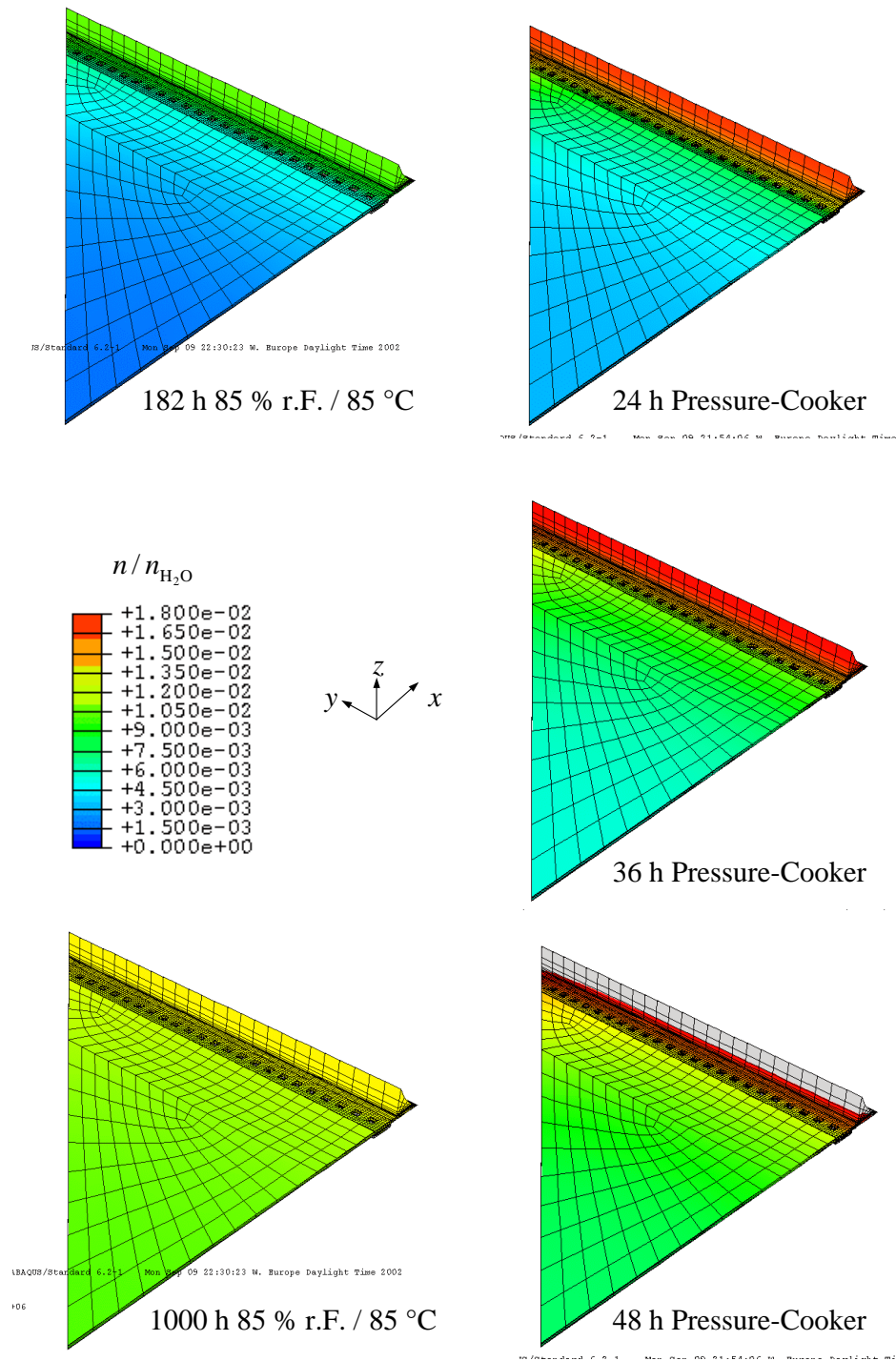


Abb. 5.13: Vergleich der Feuchtigkeitskonzentrationen n/n_{H_2O} im Underfiller A für Lagerung bei 85/85 und im Pressure-Cooker

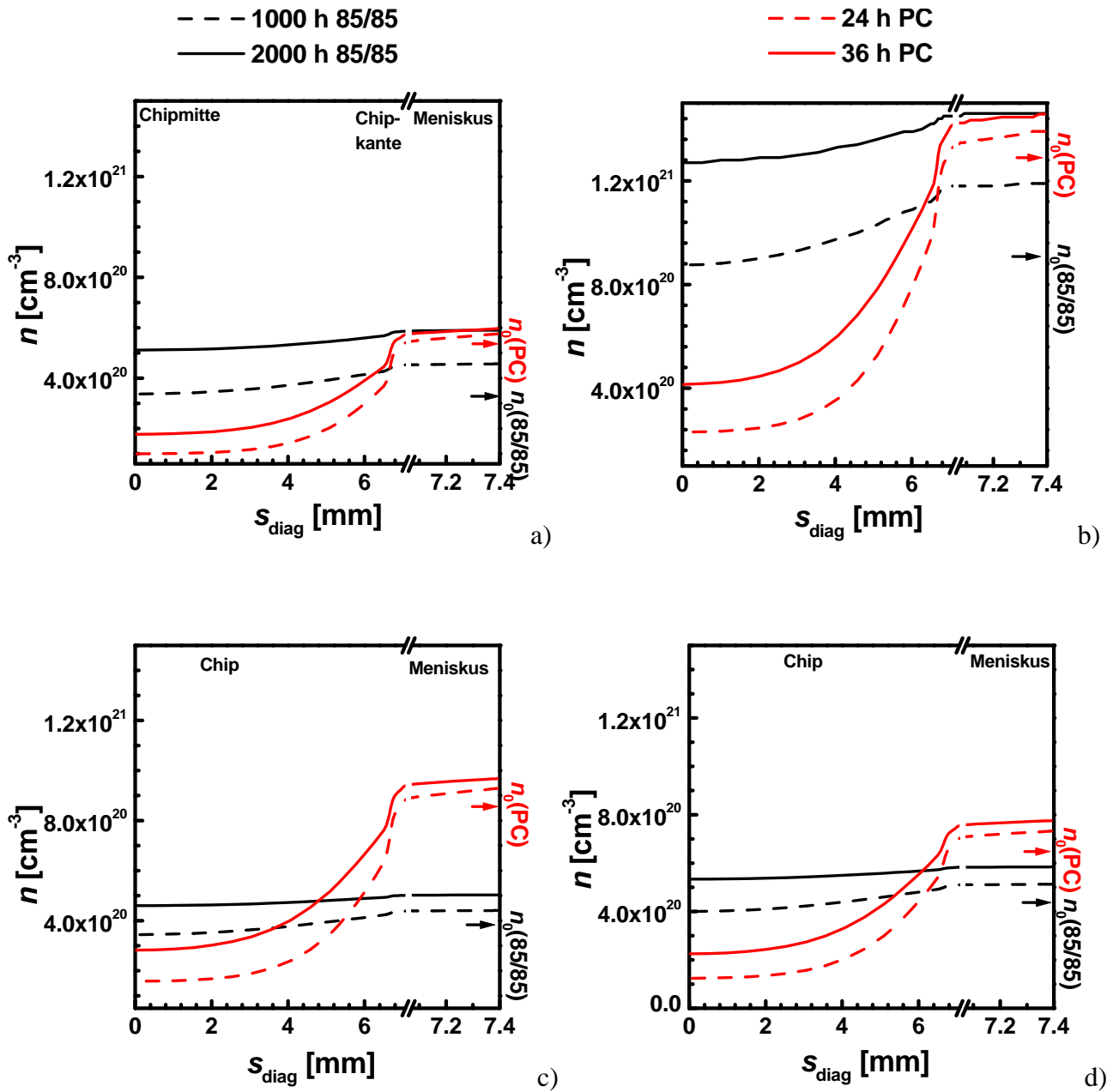


Abb. 5.14: Berechnete Konzentrationsprofile im Unterfiller entlang der Diagonalen nach Lagerung in feuchter Atmosphäre für

- a) Underfiller A,
- b) Underfiller B,
- c) Underfiller C,
- d) Underfiller D

6. Ableiten der Testbedingungen für den Vibrationstest

Nach der Schwächung der Grenzflächen durch die Lagerung im Pressure-Cooker muss deren Stabilität bei mechanischer Beanspruchung getestet werden. In dieser Arbeit wurde dafür ein einachsiger Vibrationstest der Leiterplatte durchgeführt. Im Folgenden werden deshalb ausgehend von einer allgemeinen Betrachtung der Vibration von Platten und den Randbedingungen des Testaufbaus die mechanischen Spannungen und Dehnungen im Flip-Chip berechnet. Daraus werden dann die Testspezifikationen für den Vibrationstest abgeleitet.

6.1 Beschreibung der Vibration von Platten

Den einfachsten Ansatz zur Beschreibung der Biegung von Platten bietet die Kirchhoffsche Theorie [138]). Hier werden folgende Annahmen getroffen:

1. Die Richtung der Belastung ist senkrecht zur Plattenoberfläche.
2. Die Normalen der Plattenoberfläche verlaufen auch nach der Verformung gerade und senkrecht zur neutralen Ebene.
3. In Richtung der Normalen der Plattenoberfläche bleibt die Dimension der Platten konstant.

Die Bewegungsgleichung für eine ungedämpfte, frei schwingende und isotrope Platte lautet [138]:

$$D \left(\frac{\partial^4 w}{\partial x^4} + 2 \frac{\partial^4 w}{\partial x^2 \partial y^2} + \frac{\partial^4 w}{\partial y^4} \right) + \rho h \frac{\partial^2 w}{\partial t^2} - \frac{\rho h^3}{12} \left(\frac{\partial^4 w}{\partial t^2 \partial x^2} + \frac{\partial^4 w}{\partial t^2 \partial y^2} \right) = 0 \quad (6.1)$$

mit

$$D = \frac{Eh^3}{12(1-\nu^2)} \quad (6.2)$$

und

$w = w(x, y, t)$	als Auslenkung der schwingenden Platte (Wellenfunktion)
E	als Elastizitätsmodul,
ρ	als Dichte,
ν	als Poisson-Zahl,
h	als Dicke der Platte und
t	als Zeit.

Es wurde vorausgesetzt, dass die Plattenoberfläche parallel zur xy -Ebene verläuft.

Für dünne Platten ($h \ll$ laterale Ausdehnung) kann der letzte Summand auf der linken Seite vernachlässigt werden:

$$D \left(\frac{\partial^4 w}{\partial x^4} + 2 \frac{\partial^4 w}{\partial x^2 \partial y^2} + \frac{\partial^4 w}{\partial y^4} \right) + \rho h \frac{\partial^2 w}{\partial t^2} = 0 \quad (6.3)$$

$$D \Delta^2 w + \rho h \frac{\partial^2 w}{\partial t^2} = 0 \quad (6.4)$$

Der Lösungsansatz für freie Vibrationen lautet:

$$w(x, y, t) = \hat{w}(x, y) e^{i\omega t} \quad (6.5)$$

mit

\hat{w}	als Schwingform und
ω	als Kreisfrequenz,

so dass sich

$$D \Delta^2 \hat{w} - \omega^2 \rho h \hat{w} = 0 \quad (6.6)$$

ergibt.

Gl. 6.6 stellt ein Eigenwertproblem dar, deren Eigenwerte $\rho h \omega_{m,n}^2$ und deren Eigenfunktionen $\hat{w}_{m,n}(x, y)$ sind. Je nach Randbedingungen, wie zum Beispiel Halterung und Gestalt der Platte, ergeben sich die Eigenkreisfrequenzen $\omega_{m,n}$ und die Eigenfunktionen $\hat{w}_{m,n}(x, y)$, welche die Eigenschwingform beschreiben. Unabhängig von den Lösungen $\hat{w}_{m,n}(x, y)$ der Gl. 6.6 muss das Quadrat der Eigenkreisfrequenzen $\omega_{m,n}^2$ proportional zu D sein und somit laut Gl. 6.2 auch

$$\omega_{m,n} \sim \sqrt{E} \quad (6.7)$$

gelten.

Die vollständige Lösung von Gl. 6.4 ist eine Linearkombination der Eigenschwingungen, deren Realteil den physikalischen Vorgang der freien Schwingung beschreibt:

$$w(x, y, t) = \sum_{m,n} c_{m,n} \hat{w}_{m,n}(x, y) e^{i\omega_{m,n} t}, \quad (6.8)$$

wobei

$n, m \in \mathbb{N}$	Eigenmoden,
$c_{m,n} \in \mathbb{R}$	eine Konstante,
$\hat{w}_{m,n}(x, y)$	die Eigenschwingform des Modes (m, n) und
$\omega_{m,n}$	die Eigenkreisfrequenz des Modes (m, n) bezeichnen.

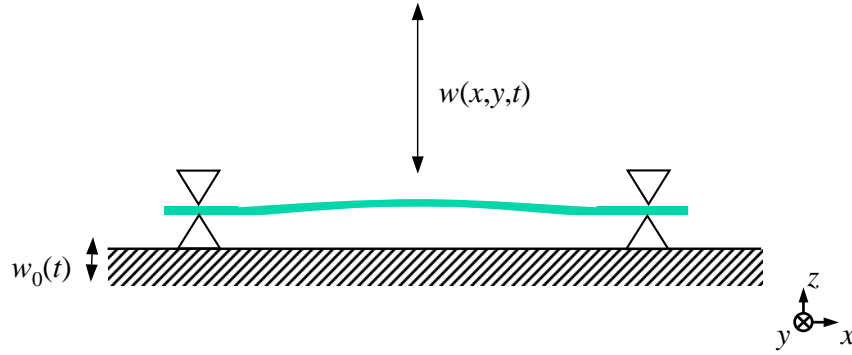


Abb. 6.1: Schema einer vibrierenden Platte mit Fußpunktanregung

Der in dieser Arbeit durchgeführte Vibrationstest des Flip-Chip-Aufbaus auf einer Leiterplatte entspricht unter Vernachlässigung des Flip-Chips in erster Näherung einer erzwungenen gedämpften Vibration einer Platte mit sinusförmiger Fußpunktanregung senkrecht zur Fußpunktebene (siehe Abb. 6.1). Dafür wird in Gl. 6.4 ein linearer Dämpfungsterm

$$\text{Dämpfungsterm} = q \frac{\partial w}{\partial t}, \quad \text{mit } q \text{ als Dämpfung} \quad (6.9)$$

addiert und die Auslenkung w um die Auslenkung des Fußpunktes

$$w_0 = \hat{w}_0 \cos \omega_0 t \quad (6.10)$$

in allen Termen außer dem Trägheitsterm verschoben. Die Trägheitskraft ist unabhängig von der Position des Fußpunktes.

$$D \Delta^2 (w - w_0) + \rho h \frac{\partial^2 w}{\partial t^2} + q \frac{\partial (w - w_0)}{\partial t} = 0. \quad (6.11)$$

Nach Einsetzen von w_0 aus Gl. 6.10 und Umstellen ergibt sich:

$$D \Delta^2 w = -\rho h \frac{\partial^2 w}{\partial t^2} - q \omega_0 \hat{w}_0 \sin(\omega_0 t) - q \frac{\partial w}{\partial t} \quad (6.12)$$

Nach einer Einschwingzeit schwingt die Platte mit der Frequenz der Anregung ω_0 . Die Bewegung der Platte ergibt sich als Summe der Bewegung des Fußpunktes und einer Linearkombination von Eigenschwingungen.

$$w(x, y, t) = \sum_{m,n} c_{m,n} \cos(\omega_0 t + \phi_{m,n}) \hat{w}_{m,n}(x, y) + \frac{\hat{a}_0}{\omega_0^2} \cos(\omega_0 t), \quad \hat{a}_0 = \hat{w}_0 \omega_0^2 \quad (6.13)$$

Nach dem Einsetzen von Gl. 6.13 in Gl. 6.12 und Anwendung von Gl. 6.6 ergeben sich unter Ausnutzung der Orthonormalitätseigenschaften der Eigenschwingungen die Kriterien für $c_{m,n}$ und $\phi_{m,n}$.

$$\begin{aligned}
 D \Delta^2 \sum_{m,n} c_{m,n} \cos(\omega_0 t + \phi_{m,n}) \hat{w}_{m,n} &= +\rho h \sum_{m,n} c_{m,n} \omega_0^2 \cos(\omega_0 t + \phi_{m,n}) \hat{w}_{m,n} \\
 &\quad + \rho h \hat{a}_0 \cos(\omega_0 t) \\
 &\quad + q \sum_{m,n} c_{m,n} \omega_0 \sin(\omega_0 t + \phi_{m,n}) \hat{w}_{m,n}
 \end{aligned} \tag{6.14}$$

$$\begin{aligned}
 \rho h \sum_{m,n} \omega_{m,n}^2 c_{m,n} \cos(\omega_0 t + \phi_{m,n}) \hat{w}_{m,n} &= +\rho h \sum_{m,n} c_{m,n} \omega_0^2 \cos(\omega_0 t + \phi_{m,n}) \hat{w}_{m,n} \\
 &\quad + \rho h \hat{a}_0 \cos(\omega_0 t) \\
 &\quad + q \sum_{m,n} c_{m,n} \omega_0 \sin(\omega_0 t + \phi_{m,n}) \hat{w}_{m,n}
 \end{aligned} \tag{6.15}$$

$$\begin{aligned}
 \rho h \sum_{m,n} \omega_{m,n}^2 c_{m,n} \cos(\omega_0 t + \phi_{m,n}) \hat{w}_{m,n} \hat{w}_{o,p}^* &= +\rho h \sum_{m,n} c_{m,n} \omega_0^2 \cos(\omega_0 t + \phi_{m,n}) \hat{w}_{m,n} \hat{w}_{o,p}^* \\
 &\quad + \rho h \hat{a}_0 \cos(\omega_0 t) \hat{w}_{o,p}^* \\
 &\quad + q \sum_{m,n} c_{m,n} \omega_0 \sin(\omega_0 t + \phi_{m,n}) \hat{w}_{m,n} \hat{w}_{o,p}^*
 \end{aligned} \tag{6.16}$$

$$\begin{aligned}
 \iint_{\text{Platte}} \rho h \sum_{m,n} \omega_{m,n}^2 c_{m,n} \cos(\omega_0 t + \phi_{m,n}) \hat{w}_{m,n} \hat{w}_{o,p}^* dx dy &= \\
 \iint_{\text{Platte}} \rho h \sum_{m,n} c_{m,n} \omega_0^2 \cos(\omega_0 t + \phi_{m,n}) \hat{w}_{m,n} \hat{w}_{o,p}^* + \rho h \hat{a}_0 \cos(\omega_0 t) \hat{w}_{o,p}^* \\
 + q \sum_{m,n} c_{m,n} \omega_0 \sin(\omega_0 t + \phi_{m,n}) \hat{w}_{m,n} \hat{w}_{o,p}^* dx dy
 \end{aligned} \tag{6.17}$$

$$\begin{aligned}
 \rho h \sum_{m,n} c_{m,n} \omega_{m,n}^2 \cos(\omega_0 t + \phi_{m,n}) \iint_{\text{Platte}} \hat{w}_{m,n} \hat{w}_{o,p}^* dx dy &= \\
 \rho h \sum_{m,n} c_{m,n} \omega_0^2 \cos(\omega_0 t + \phi_{m,n}) \iint_{\text{Platte}} \hat{w}_{m,n} \hat{w}_{o,p}^* dx dy \\
 + \rho h \hat{a}_0 \cos(\omega_0 t) \iint_{\text{Platte}} \hat{w}_{o,p}^* dx dy \\
 + q \sum_{m,n} c_{m,n} \omega_0 \sin(\omega_0 t + \phi_{m,n}) \iint_{\text{Platte}} \hat{w}_{m,n} \hat{w}_{o,p}^* dx dy
 \end{aligned} \tag{6.18}$$

$$\begin{aligned}
 \rho h \omega_{o,p}^2 c_{o,p} \cos(\omega_0 t + \phi_{o,p}) &= \\
 \rho h c_{o,p} \omega_0^2 \cos(\omega_0 t + \phi_{o,p}) + \rho h \hat{a}_0 \cos(\omega_0 t) \iint_{\text{Platte}} \psi_{o,p}^* dx dy \\
 + q c_{o,p} \omega_0 \sin(\omega_0 t + \phi_{o,p})
 \end{aligned} \tag{6.19}$$

$$\begin{aligned}
 \rho h \omega_{o,p}^2 c_{o,p} \cos \phi_{o,p} \cos(\omega_0 t) - \rho h \omega_{o,p}^2 c_{o,p} \sin \phi_{o,p} \sin(\omega_0 t) &= \\
 (\rho h c_{o,p} \omega_0^2 \cos \phi_{o,p} + \rho h \hat{a}_0 \iint_{\text{Platte}} \psi_{o,p}^* dx dy + q c_{o,p} \omega_0 \sin \phi_{o,p}) \cos(\omega_0 t) \\
 - (\rho h c_{o,p} \omega_0^2 \sin \phi_{o,p} - q c_{o,p} \omega_0 \cos \phi_{o,p}) \sin(\omega_0 t)
 \end{aligned} \tag{6.20}$$

mit

$o, p \in \mathbb{N}$ Nummer des Eigenmodes

$\hat{w}_{o,p}^*(x, y)$ konjugiert-komplexe Eigenschwingform des Modes (o, p)

$\psi_{o,p} = \hat{w}_{o,p} / \iint_{\text{Platte}} \hat{w}_{o,p} \hat{w}_{o,p}^* dx dy$, was einer Wellenfunktion entspricht.

Diese Gleichung kann nur für alle $\omega_0 t$ erfüllt werden, wenn

$$\begin{aligned} \rho h \omega_{m,n}^2 c_{m,n} \cos \phi_{m,n} &= \rho h c_{m,n} \omega_0^2 \cos \phi_{m,n} + \rho h \hat{a}_0 \iint_{\text{Platte}} \Psi_{m,n}^* dx dy \\ &+ q c_{m,n} \omega_0 \sin \phi_{m,n} \end{aligned} \quad (6.21)$$

$$\rho h \omega_{m,n}^2 c_{m,n} \sin \phi_{m,n} = \rho h c_{m,n} \omega_0^2 \sin \phi_{m,n} - q c_{m,n} \omega_0 \cos \phi_{m,n} \quad (6.22)$$

gilt, wobei hier o, p wieder in m, n umbenannt wurden. Aus den Bedingungen 6.21 und 6.22 folgen nun die Ausdrücke für die Phasenverschiebung $\phi_{m,n}$ und die Amplituden $c_{m,n}$ aus Gl. 6.13:

$$\tan \phi_{m,n} = \frac{q \omega_0}{\rho h \omega_0^2 - \rho h \omega_{m,n}^2} \quad (6.23)$$

$$\begin{aligned} c_{m,n} &= \frac{\rho h \hat{a}_0 \iint_{\text{Platte}} \Psi_{m,n}^*(x, y) dx dy}{\cos \phi_{m,n} (\rho h \omega_0^2 - \rho h \omega_{m,n}^2) - q \omega_0 \sin \phi_{m,n}} \\ &= \frac{\rho h \hat{a}_0 \iint_{\text{Platte}} \Psi_{m,n}^*(x, y) dx dy}{\sqrt{(\rho h \omega_0^2 - \rho h \omega_{m,n}^2)^2 + q^2 \omega_0^2}} \end{aligned} \quad (6.24)$$

Die Schwingungsamplituden nehmen Maximalwerte an, wenn der Nenner in Gl. 6.24 minimal wird. Daraus ergeben sich die Resonanzfrequenzen des Systems zu

$$f_{\text{res},m,n} = \frac{1}{2\pi} \sqrt{\omega_{m,n}^2 - \frac{q^2}{2\rho^2 h^2}}. \quad (6.25)$$

Mit steigender Dämpfung sinkt demnach die Resonanzfrequenz. Im Resonanzfall wird genau ein $c_{m,n}$ der Gl. 6.13 maximal, so dass die resultierende Schwingform die Eigenschwingform $w_{m,n}(x, y)$ ist. Unter der Annahme von $w_0 \approx w_{m,n}$ und einer geringen Dämpfung kann die Amplitude in der Plattenmitte (0,0) in Resonanznähe in guter Näherung mit

$$\begin{aligned} w(0, 0, t) &= \frac{\rho h \hat{a}_0 \hat{w}_{m,n}(0, 0) \iint_{\text{Platte}} \Psi_{m,n}^*(x, y) dx dy}{\sqrt{(\rho h \omega_0^2 - \rho h \omega_{m,n}^2)^2 + q^2 \omega_0^2}} \cos(\omega_0 t + \phi_{m,n}) + \frac{\hat{a}_0}{\omega_0^2} \cos(\omega_0 t) \\ &= \sqrt{A_1^2 + \hat{a}_0^2 / \omega_0^4 + 2A_1 (\hat{a}_0 / \omega_0^2) \cos \phi_{m,n} \cos(\omega_0 t + \phi_1)} \\ &= \hat{w}(0, 0) \cos(\omega_0 t + \phi_1) \end{aligned} \quad (6.26)$$

und die Beschleunigung

$$\begin{aligned} a(0, 0, t) &= \frac{\partial^2 w}{\partial t^2} \\ &= -\frac{\rho h \hat{a}_0 \omega_0^2 \hat{w}_{m,n}(0, 0) \iint_{\text{Platte}} \Psi_{m,n}^*(x, y) dx dy}{\sqrt{(\rho h \omega_0^2 - \rho h \omega_{m,n}^2)^2 + q^2 \omega_0^2}} \cos(\omega_0 t - \phi_{m,n}) + \hat{a}_0 \cos(\omega_0 t) \\ &= -\omega_0^2 \sqrt{A_1^2 + \hat{a}_0^2 / \omega_0^4 + 2A_1 (\hat{a}_0 / \omega_0^2) \cos \phi_{m,n} \cos(\omega_0 t + \phi_1)} \\ &= -\omega_0^2 \hat{w}(0, 0) \cos(\omega_0 t + \phi_1) = -\hat{a}(0, 0) \cos(\omega_0 t + \phi_1) \end{aligned} \quad (6.27)$$

mit

$$\tan \phi_1 = \frac{A_1 \sin \phi}{\hat{a}_0 / \omega_0^2 + A_1 \cos \phi} \quad A_1 = \frac{\rho h \hat{a}_0 \hat{w}_{m,n}(0,0) \iint_{\text{Platte}} \Psi_{m,n}^*(x,y) dx dy}{\sqrt{(\rho h \omega_0^2 - \rho h \omega_{m,n}^2)^2 + q^2 \omega_0^2}}$$

beschrieben werden.

Für rechteckige und kreisförmige Platten mit konstanten Randbedingungen entlang einer Kante sind in der Literatur analytische Lösungen der Eigenschwingformen angegeben [139]. In Abb. 6.2 sind beispielsweise die ersten Eigenmoden einer an ihrer Kante eingeklemmten kreisförmigen Platte grafisch dargestellt, die den Eigenmoden des in dieser Arbeit verwendeten Testaufbaus ähnlich sind. Der Eigenmode (0,1) besitzt die niedrigste Eigenfrequenz und wird auch Fundamentalmode genannt. Der Fundamentalmode weist nur einen Bauch auf, dessen Maximum in der Mitte der Platte liegt.

Wenn der Flip-Chip-Aufbau mit der Resonanzfrequenz des Fundamentalmodes angeregt wird, dann wird er so belastet wie es in Abschnitt 4 vorgeschlagen wurde. Während der positiven Halbwelle $w(x,y,t) > 0$ werden die Ecken des Flip-Chip-Aufbaus relativ zur Chipmitte in Richtung $-z$ verschoben und während der negativen Halbwelle $w(x,y,t) < 0$ in die entgegengesetzte Richtung deformiert. Deshalb wurde der Vibrationstest des Flip-Chip-Aufbaus so durchgeführt, dass die Schwingform der ersten Resonanzfrequenz angeregt wurde.

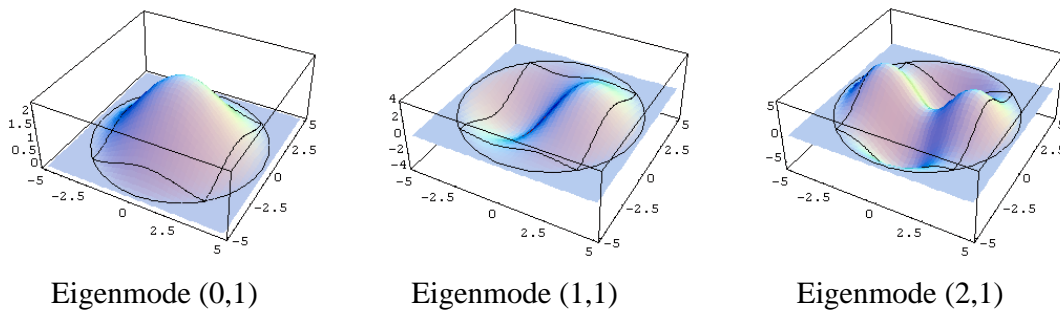


Abb. 6.2: Eigenschwingformen $\hat{w}_{m,n}(x,y)$ einer kreisförmigen Platte

6.2 Aufbau des Vibrationstests

In Abb. 6.3 ist der Aufbau des durchgeführten Vibrationstests schematisch skizziert. Der Test wurde auf einem elektromagnetischen Shaker realisiert. Die Vibrationsbewegung dieses Schwingtisches wird durch das magnetische Wechselfeld eines mit Wechselstrom betriebenen, vertikal beweglichen Elektromagneten erzeugt, der in das magnetische Feld eines Permanentmagneten eintaucht.

Das Feld des Permanentmagneten verursacht je nach Phase des Wechselfeldes des Elektromagneten anziehende bzw. abstoßende Kräfte. Als Folge beginnt der horizontal bewegliche Elektromagnet und die darauf befestigte Grundplatte mit der Frequenz des Wechselstroms zu schwingen. Die Amplitude der Vibration resultiert aus der Größe der magnetischen Felder von Permanent- und Elektromagnet sowie der Dämpfung des gesamten Aufbaus. Mit zunehmendem Gewicht des Elektromagneten, der Grundplatte und des Prüflings wird die Schwingung mehr und mehr gedämpft. Die Amplitude der

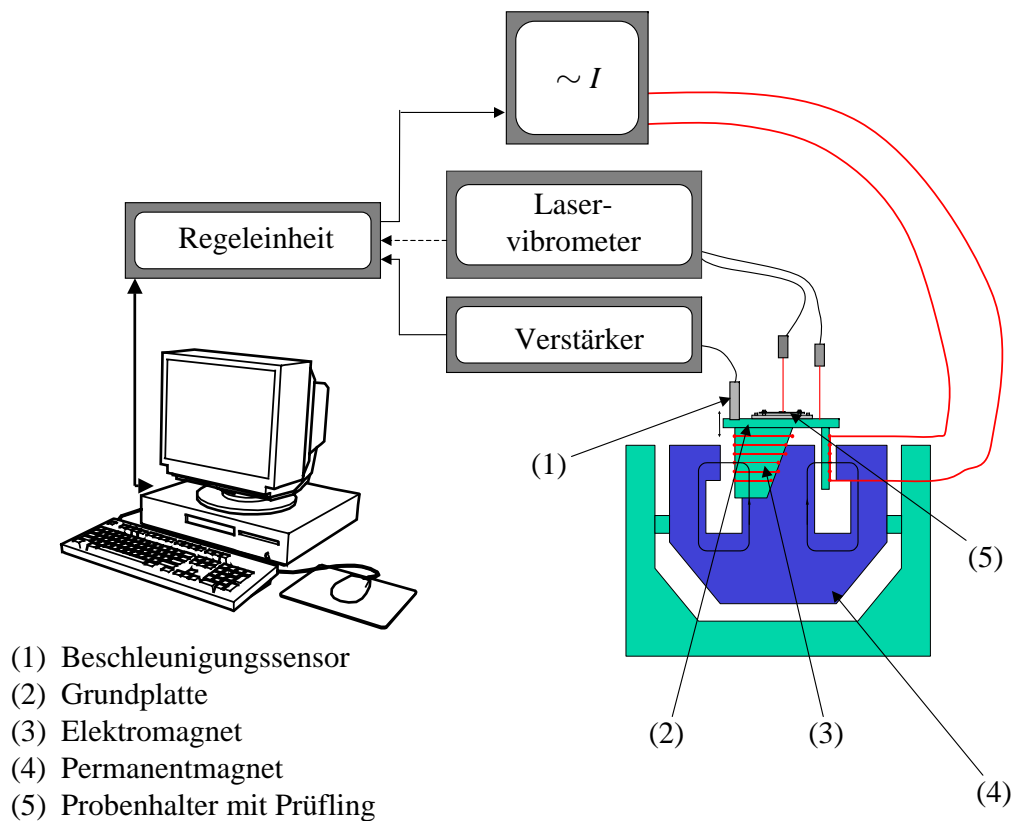


Abb. 6.3: Schema des Aufbaus für den Vibrationstests

Oszillation wird durch die Amplitude des Betriebsstroms geregelt, wobei die Rückkopplung über das Ausgangssignal eines auf der Grundplatte befestigten Beschleunigungssensors erfolgt.

Die Schwingform des auf der Grundplatte befestigten Prüflings wurde unter stroboskopischer Beleuchtung beobachtet. Mit Hilfe eines Laservibrometers konnten die Schwingungsamplituden von zwei Referenzpunkten relativ zu einander gemessen werden. Aus diesen Messungen ließen sich quantitative Aussagen über die Stärke der Beanspruchung ableiten.

In Abb. 6.4 ist die Halterung des Flip-Chip-Aufbaus im Test dargestellt. Die ursprüngliche Testleiterplatte wurde in zwei rechteckige Stücke vereinzelt, in deren Mitte sich jeweils ein Flip-Chip befand. Die Testplatine wurde mit vier, in einem Rechteck von 7 cm × 6,5 cm angeordneten, Bohrungen versehen. Diese Konfiguration mit einer annähernd quadratischen Symmetrie konnte technisch am besten realisiert werden. An den vier Bohrungen wurde der Flip-Chip-Aufbau mit einem konstanten Drehmoment von 4 Nm auf dem Probenhalter und Unterlegscheiben aus glasfaserverstärkten Polyamid (PA 66 GF30) verschraubt (Abb. 6.4, b)). Der gesamte Aufbau wurde auf der Grundplatte des Schwingtisches befestigt, so dass der Flip-Chip-Aufbau senkrecht zur Leiterplattenoberfläche schwingen konnte.

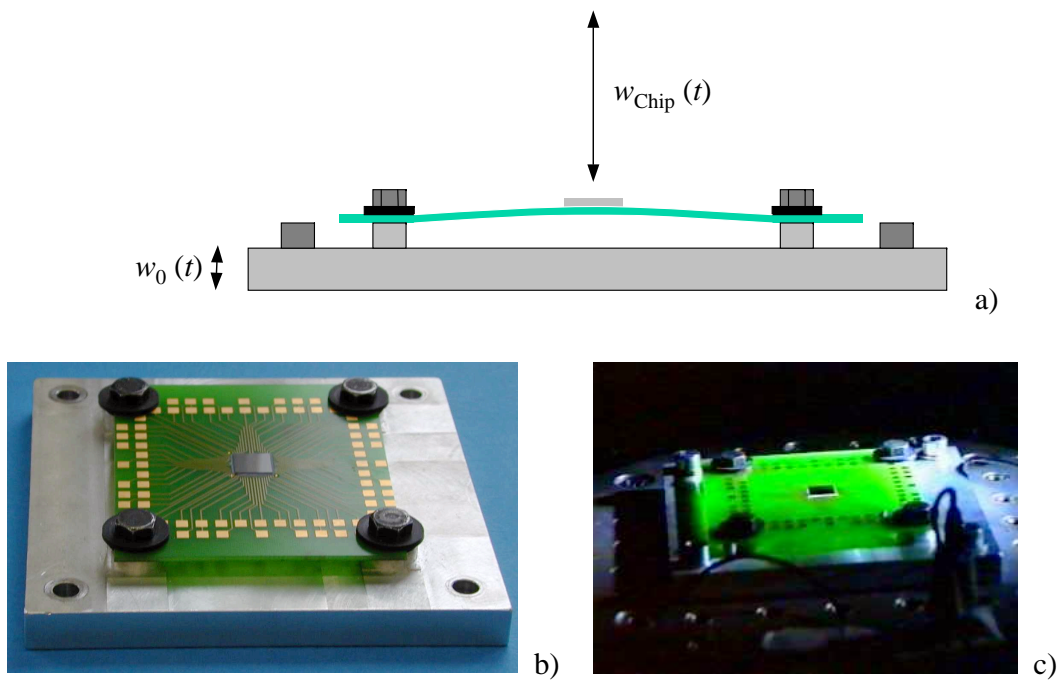


Abb. 6.4: Vibrationstest: a) schematisch, b) Probenhalter mit Flip-Chip-Aufbau und c) Aufnahme des Tests unter stroboskopischer Beleuchtung

Ein sinusförmiger Betriebsstrom induziert eine sinusförmige Vibration der Grundplatte:

$$\begin{aligned} w_0 &= \hat{w}_0 \cos(\omega_0 t) \\ \dot{w}_0 &= -\hat{v}_0 \sin(\omega_0 t) \\ \ddot{w}_0 &= -\hat{a}_0 \cos(\omega_0 t) \end{aligned} \quad (6.28)$$

mit

$$\omega_0 = 2\pi f_0, \quad \hat{v}_0 = \hat{w}_0 \omega_0, \quad \hat{a}_0 = \hat{w}_0 \omega_0^2,$$

und

f_0	als Frequenz der Grundplatte,
t	als Zeit,
$\omega_0 = 2\pi f_0$	als Kreisfrequenz der Grundplatte,
w_0	als vertikale Auslenkung der Grundplatte,
\hat{w}_0	als Amplitude der Auslenkung,
\hat{v}_0	als Amplitude der Geschwindigkeit und
\hat{a}_0	als Amplitude der Beschleunigung.

Die Grundplatte regt die Testleiterplatte zu erzwungenen Schwingungen an (Abb. 6.4 a)). Aufgrund der geringen Masse des Chips von 90 mg im Vergleich zum Substrat (19 g) sowie seiner zentralen Position ähnelt die Schwingform des Flip-Chip-Aufbaus einer an vier Eckpunkten fixierten Leiterplatte.

6.3 Simulation der mechanischen Belastungen im Flip-Chip-Verbund

6.3.1 Beschreibung des Modelles und der berechneten Größen

Für die Berechnung der Spannungen und Dehnungen durch Temperaturwechsel und Vibration im Flip-Chip-Aufbau wurde ein Modell für die Simulationssoftware „Abaqus 5.8“ [137] erstellt (Abb. 6.5). Aus Symmetriegründen genügt es, nur ein Viertel des Flip-Chip-Aufbaus im FEM-Modell zu berücksichtigen und senkrecht zu den Schnittflächen keine Verschiebung zu gestatten. Das Modell wurde aus linearen Hexaederelementen konstruiert.

In Tab. 6.1 sind die berücksichtigten Materialien gelistet. Bei Temperaturen unterhalb der Glasübergangstemperatur zeigen die verwendeten Duroplaste näherungsweise linearelastisches Verhalten. Ab der Glasübergangstemperatur gewinnen die Polymere an viskoelastischen Charakter, d. h. sie fließen in Richtung anlegter Spannungen. Da die Glasübergangstemperaturen der hier betrachteten Polymere im Bereich oder oberhalb der Maximaltemperatur der durchgeführten Temperaturwechseltests von 125 °C und im Bereich des spannungsfreien Zustands des Flip-Chip-Aufbaus liegen, können viskose Effekte in erster Näherung vernachlässigt werden. Für die Berechnung wurde deshalb ein linearelastisches Modell mit temperaturabhängigen Materialkennwerten für die Polymere des Flip-Chip-Verbundes und temperaturunabhängigen Daten für Silizium und Unterlegscheibe verwendet.

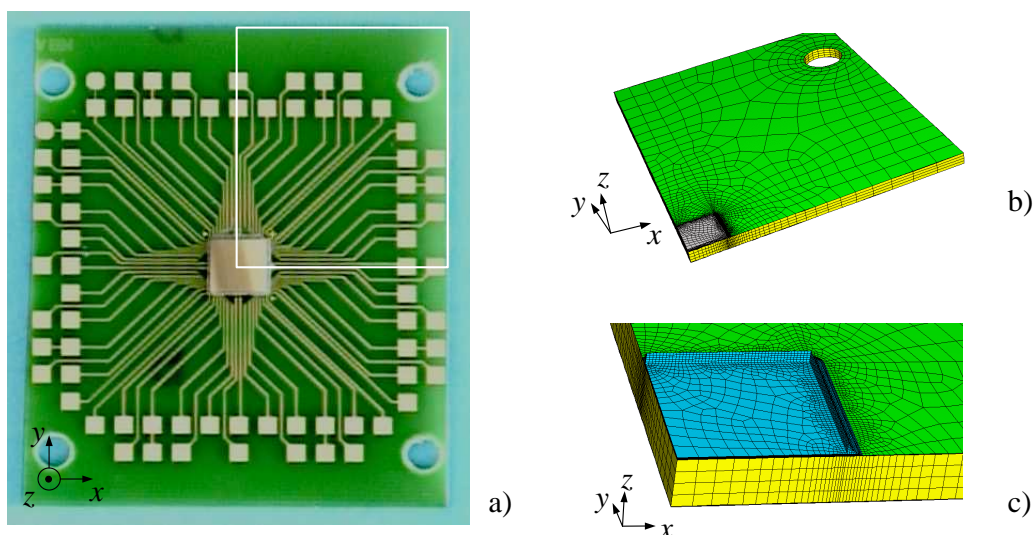


Abb. 6.5: Geometrisches Modell der thermomechanischen FEM-Rechnung a) reales Flip-Chip-Testvehikel b) gesamtes Viertelmodell und c) Bereich des Underfillers

Material	Struktur	E [GPa] bei		ν	$\alpha [10^{-6}]$ bei		$\rho [\text{gcm}^{-3}]$
		-50 °C	150 °C		-50 °C	150 °C	
Underfiller C	isotrop	4,7	2	0,3	40	139	1,43
Underfiller A	isotrop	8,0	4,6	0,3	25	50	1,75
Leiterplatte (x,y)	orthotrop	15,1	4,5	0,15	14,7	3,0	1,85
Leiterplatte (z)	orthotrop	6,1	1,8	0,35	62	319	
Lötstopplack	isotrop	6,5	0,4	0,32	72	156	1,46
Silizium	isotrop	168	168	0,3	2,8	2,8	2,33
PA66 GF30	isotrop	9,7 (25°C)		0,3	25 (25°C)		1,35

Tab. 6.1: Verwendete Materialkenndaten in der FEM-Simulation aus Kap. 3, [140, 86] und Herstellerangaben

Die Simulation wurde mit Abaqus-Standardroutinen ausgehend von einem flachen, spannungsfreien Zustand des Flip-Chip-Verbundes bei der Glasübergangstemperatur des Underfillers in vier Schritten durchgeführt:

1. Abkühlen des spannungsfreien, ungekrümmten Aufbaus von der Glasübergangstemperatur des Underfillers auf -40 °C
2. Aufheizen des Aufbaus auf die Umgebungstemperatur T_{Umg} des Vibrationstests
3. Anlegen und Fixierung der Kunststoffunterlegscheibe
4. Modalanalyse der Schwingung.

Der Schritt 4 konnte mit den in der Software implementierten Standardroutinen nur unter Verwendung von elastischen Materialkenndaten durchgeführt werden. Die Modalanalyse liefert:

- die Eigenfrequenz,
- die Eigenschwingform und
- die durch die Vibration induzierten Spannungen und Dehnungen im Umkehrpunkt der Eigenschwingform.

Nur die berechneten Verschiebungen aus den vorangegangenen Simulationsschritten 1 bis 3 werden in der Modalanalyse berücksichtigt, die Spannungen und Dehnungen nicht. Die Simulationssoftware Abaqus behandelt das Verschiebungsfeld des zu analysierenden Aufbaus als spannungsfreie Eingangsgröße für die Modalanalyse. Das heißt, zur Bestimmung der Gesamtspannungen und -dehnungen während der Vibration müssen die Spannungen und Dehnungen aus Schritt 3 und Schritt 4 addiert werden. Diese einfache Addition ist für lineare Elastizität erlaubt, da das Verhältnis von $\sigma/\epsilon = E$ konstant und die Verformung unabhängig von der Vorspannung sind.

Auf die Modellierung des Bumps wurde verzichtet, um die Komplexität der Modelle zu reduzieren und die Rechenzeit in einem praktikablen Rahmen zu halten. Die Spannungen in der Umgebung von Bumps werden aber wesentlich vom Unterschied der thermomechanischen Eigenschaften zwischen Bump und Underfillmaterial geprägt. Diese Belastungen widerspiegelt der Vibrationstest nicht. Sie müssen nicht zwingend in der Simulation erfasst werden und werden deshalb anhand der in der Literatur veröffentlichten Erkenntnisse diskutiert [59].

Der vorgeschlagene Vibrationstest soll die mechanischen Belastungen des Underfillers aufgrund der unterschiedlichen thermomechanischen Eigenschaften von Chip, Underfiller und FR4 abbilden, für deren Charakterisierung sich das benutzte Modell eignet. Es errechnet Spannungen und elastische Dehnungen. In den Regionen maximaler Spannungen wird das Material von viskoelastischen Vorgängen geschädigt werden, so dass Delaminationen auftreten können.

Die Verformungen des Flip-Chip-Verbundes aufgrund thermomechanischer und mechanischer Beanspruchung sind die Größen, die experimentell zugänglich waren und zum Abgleich von Simulation und Experiment verwendet wurden.

Im Bereich des Glasübergangs des Underfillers sind das Leiterplattensubstrat und der Underfiller relaxiert. Aufgrund der unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten der Materialien im Flip-Chip-Aufbau krümmt sich der Verbund bei Abkühlung. Unterhalb der Glasübergangstemperaturen relaxieren die Polymere sehr langsam und die Krümmung wird eingefroren. In Abb. 6.6 ist die mit einem Laserprofilometer gemessene Oberfläche eines Flip-Chip-Verbundes mit Underfiller A bei Raumtemperatur dargestellt. Die Chiprückseite weist eine positive Krümmung auf und zeigt mit ihrer konvexen Seite in positiver z -Richtung, da der thermische Ausdehnungskoeffizient des Chips geringer als der des FR4 ist. Die Höhendifferenz zwischen der Chipmitte und den Chipecken ist ein in der Literatur oft verwendetes Maß, um die Stärke der Krümmung zu charakterisieren. Hier wird sie dazu verwendet, die Ergebnisse der Simulation zu kalibrieren. Sie wird als Durchbiegung des Chips W_{Chip} bezeichnet.

Abb. 6.7 a) zeigt die Kontur der z -Komponenten des errechneten Verschiebungsfeldes $u(x,y,z)$ für den Siliziumchip eines Verbundes mit Underfiller A bei Raumtemperatur. Die Chipmitte ist im Ver-

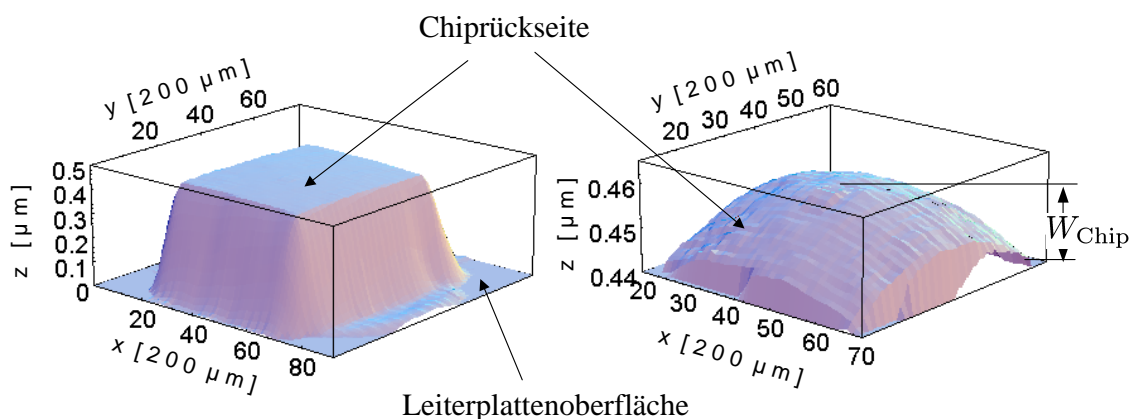


Abb. 6.6: Biegung eines Flip-Chips mit Underfiller A bei Raumtemperatur

gleich zur Ecke mehr in z -Richtung verschoben, ebenso wie es oben am realen Testvehikel gemessen wurde. In Abb. 6.7 b) sind die experimentell gemessenen und in der Simulation ermittelten Durchbiegungen für Flip-Chips mit Underfiller A bei verschiedenen Temperaturen dargestellt. Die errechneten Werte stimmen sehr gut mit den Messwerten überein und verifizieren den gewählten Ansatz für die Simulation. Da in der Simulation die viskosen Effekte vernachlässigt wurden, kann die Relaxation der Polymere nicht abgebildet werden. Diese Relaxation führt zu einer sehr langsamen Entspannung des Verbundes und zu einer Reduzierung der Biegung. Damit kann erklärt werden, warum die berechneten Werte geringfügig größer als die Messwerte sind.

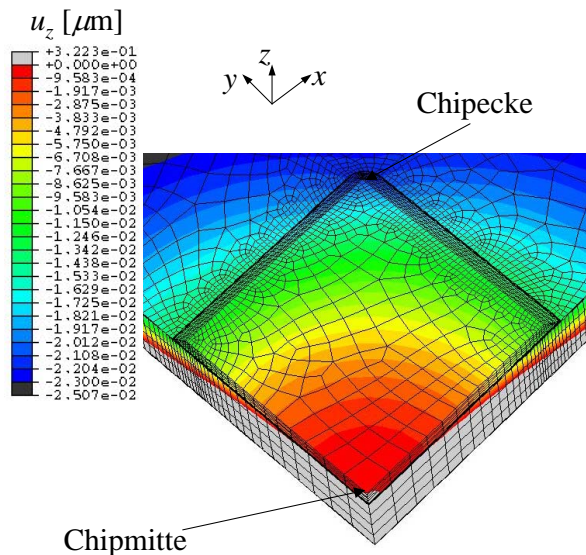
Eine nicht korrigierte Differenz der im zweiten Simulationsschritt berechneten Durchbiegungen von den gemessenen Werten würde zu zusätzlichen Abweichungen der Ergebnisse der folgenden Simulationsschritte 3 und 4 vom Experiment in führen. Es wurde deshalb die Umgebungstemperatur mit $T_{\text{Umg}} = 37,5^\circ\text{C}$ in Schritt 2 so gewählt, dass die errechneten Werte der Durchbiegung mit den gemessenen Werten bei einer Raumtemperatur von 25°C übereinstimmen. Alle im Folgenden dargestellten Simulationsergebnisse $f(T)$ sind bei der Temperatur von $T_{\text{Umg}} = T + 12,5^\circ\text{C}$ berechnet worden.

Die in den ersten drei Simulationsschritten berechneten Dehnungen sind die Summe von thermisch und mechanisch verursachten Dehnungen.

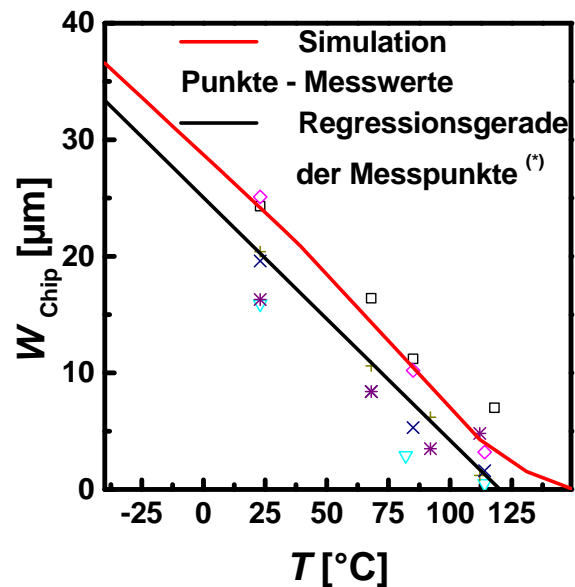
$$\epsilon^0 = \epsilon^{\text{therm}} + \epsilon^{\text{mech}} \quad (6.29)$$

Die thermisch verursachten Dehnungen sind equivalent zu den Dehnungen, die durch die freie thermische Ausdehnung des Materials entstehen würden. Sie sind allein vom Ausdehnungskoeffizienten und der Temperatur abhängig.

Aufgrund der thermomechanischen Fehlanpassung der Materialeigenschaften, verformt sich der Ver-



a)



b)

Abb. 6.7: Biegung eines Flip-Chips mit Underfiller A, a) Biegung des Siliziumchips bei Raumtemperatur und b) relative Verschiebung der Chipecke zur Chipmitte

$$^{(*)} W_{\text{Chip}} = a - bT, \quad a = (24,2 \pm 1,3)\mu\text{m}, \quad b = (0,191 \pm 0,016)\mu\text{m}/^\circ\text{C} \quad [141]$$

bund und es werden zusätzliche mechanische Dehnungen eingebracht. Diese Dehnungen charakterisieren die Belastung des Flip-Chip-Verbundes und korrelieren nach dem Hooke'schen Materialgesetz mit den Spannungen. Sie korrelieren auch mit den zu Materialermüdung führenden viskosen Dehnungen. Je höher diese Beträge sind, desto stärker wird das Material geschädigt.

In Abb. 6.8 ist die im vierten Schritt errechnete Eigenschwingform des Fundamentalmodos für das Flip-Chip-Testvehikel mit Underfiller A dargestellt. Die Simulation errechnet eine Eigenfrequenz von 999 Hz.

Für die Berechnung der durch Vibration induzierten Spannungen und Dehnungen muss das Ergebnis der Modalanalyse je nach Anregungsamplitude skaliert werden. Die errechneten Werte entsprechen den Werten einer statischen Verformung, die die Form der Eigenschwingform hat. Da die gesamte Rechnung auf der Basis linearelastischer Materialgesetze beruht, genügt eine einfache Multiplikation der Spannungen, Dehnungen und Verschiebungen mit dem Verhältnis der Auslenkungen aus Experiment und Simulation. Das hat den Vorteil, dass nur einmal gerechnet werden muss. Dabei gilt, dass der Wert der Skalierung gleich bedeutend mit der Auslenkung der Chipmitte in mm ist.

$$V_{\text{amp}} = \frac{\hat{w}_{\text{Chip}}(\text{Experiment})}{\hat{w}_{\text{Chip}}(\text{FEM})} \quad (6.30)$$

Dynamische Kräfte, die auf der Trägheit des Flip-Chip-Aufbaus beruhen, werden vernachlässigt. Unter der Annahme, dass die komplette Trägheitskraft des Flip-Chips an der Grenzfläche zwischen Underfiller und Chip wirkt, würde sich bei einer Anregung $\hat{a}_0 = 10g$ bzw. $\hat{a}_{\text{Chip}} = 6900 \text{ ms}^{-2}$ (laut Abschnitt 6.4) nach:

$$\sigma_{\text{Trägheit}} = \frac{m_{\text{Chip}} \hat{a}_{\text{Chip}}}{A_{\text{Chip}}} = 2d_{\text{Chip}} \rho_{\text{Si}} \hat{a}_{\text{Chip}}$$

mit

$\sigma_{\text{Trägheit}}$	als Spannung durch Trägheit,
m_{Chip}	als Chipmasse,
d_{Chip}	als Chipdicke,
A_{Chip}	als Chipfläche und
ρ_{Si}	als Siliziumdichte,

maximal eine Spannung von näherungsweise $0,012 \text{ Nmm}^{-2}$ ergeben, die um ca. einen Faktor Tausend geringer ist als die in der Literatur (z. B. [33, 39]) und im Folgenden diskutierten mechanischen Spannungen im Flip-Chip-Verbund.

Tab. 6.2 fasst die Definitionen der dargestellten Spannungen und Dehnungen zusammen.

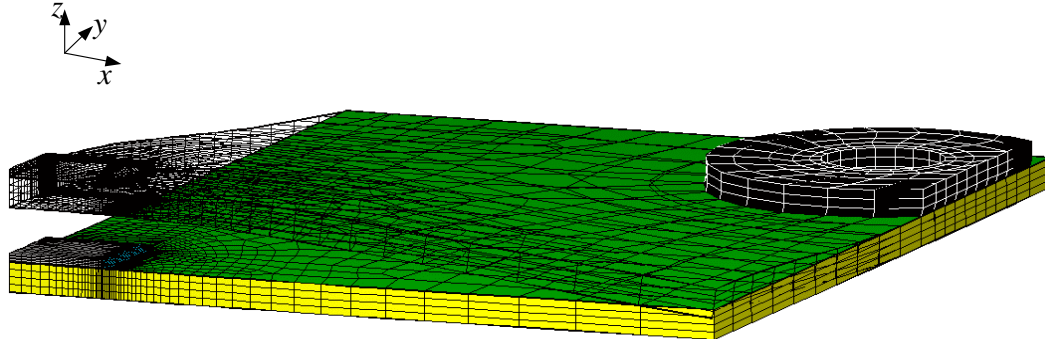


Abb. 6.8: Eigenschwingform des Flip-Chip-Aufbaus mit Underfiller A aus der FEM-Modalanalyse

Größe	Definition
Umgebungstemperatur	$T_{\text{Umg}} = T + 12,5^{\circ}\text{C}$
Spannung	$\sigma(T) = \sigma(T_{\text{Umg}}) = \sigma(\text{FEM}, T + 12,5^{\circ}\text{C})$
Dehnung	$\varepsilon(T) = \varepsilon(T_{\text{Umg}}) = \varepsilon(\text{FEM}, T + 12,5^{\circ}\text{C})$
Spannung bei Abkühlung	σ^0
mechanische Dehnung bei Abkühlung	$\varepsilon^{\text{mech}} = C^{-1} \sigma^0$, mit C als Spannungs-Dehnungs-Tensor
thermische Dehnung bei Abkühlung	$\varepsilon^{\text{therm}} = \alpha \Delta T$
Dehnung durch Abkühlung	$\varepsilon^0 = \varepsilon^{\text{therm}} + \varepsilon^{\text{mech}}$
Spannungsamplitude durch Vibration	$\hat{\sigma}^{\text{Vib}} = \sigma(\text{Schritt 4}) \cdot V_{\text{amp}}$
Dehnungsamplitude durch Vibration	$\hat{\varepsilon}^{\text{Vib}} = \varepsilon(\text{Schritt 4}) \cdot V_{\text{amp}}$
maximale Spannung im Vibrationstest	$\sigma^{\text{Vib.test}} = \hat{\sigma}^{\text{Vib}} + \sigma(\text{Schritt 2})$
maximale Dehnung im Vibrationstest	$\varepsilon^{\text{Vib.test}} = \hat{\varepsilon}^{\text{Vib}} + \varepsilon(\text{Schritt 2})$
Amlitudenverhältnis zwischen Experiment und Simulation	$V_{\text{amp}} = \frac{\hat{w}_{\text{Chip}}(\text{Experiment})}{\hat{w}_{\text{Chip}}(\text{FEM})}$

Tab. 6.2: Definition der aus der FEM-Simulation errechneten Größen

In Abb. 6.9 sind die errechneten von-Mises-Vergleichs-Spannungen

$$\sigma_s = \sqrt{\frac{1}{2} \left[(\sigma_{xx} - \sigma_{yy})^2 + (\sigma_{yy} - \sigma_{zz})^2 + (\sigma_{xx} - \sigma_{zz})^2 + 6(\sigma_{xy}^2 + \sigma_{yz}^2 + \sigma_{xz}^2) \right]} \quad (6.31)$$

entlang der Grenzfläche zwischen Chip und Underfiller C des Flip-Chip-Aufbaus bei $T = -40^\circ\text{C}$ dargestellt. In der Praxis wird die von-Mises-Vergleichs-Spannung benutzt, um den Spannungstensor auf eine charakteristische Spannung zu reduzieren und somit die Regionen der Materialermüdung mit einer quantitativen Größe zu charakterisieren [142].

Aus Abb. 6.9 ist ersichtlich, dass die höchsten Spannungen σ_s im Underfiller entlang der Underfiller/Chip-Grenzfläche im Rand- und Meniskusbereich des Underfillers auftreten. Entlang der Diagonalen und der Mittelsenkrechten der Chipkanten (hier der Rand der Modelles) werden die Belastungen besonders extrem. Für die folgende Diskussion werden deshalb zwei Kurven s_{diag} und s_x entlang der Diagonalen bzw. der Mittelsenkrechten benutzt, entlang welcher die Komponenten des Spannungstensors $\sigma_{ij}(s)$ und Dehnungstensors $\varepsilon_{ij}(s)$ aufgetragen werden. Abb. 6.10 enthält den Verlauf der Kurven entlang

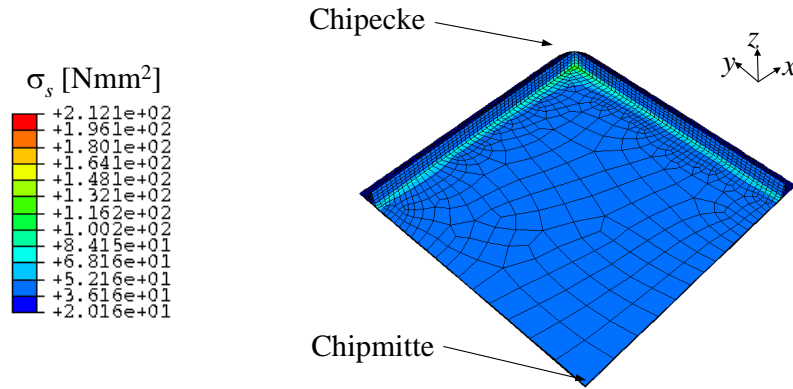


Abb. 6.9: Von-Mises-Vergleichs-Spannung im Underfiller eines Flip-Chips mit Underfiller C bei -40°C

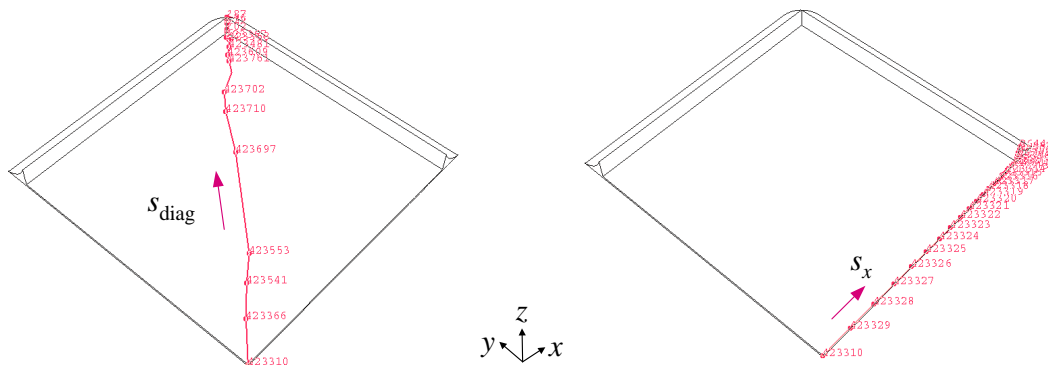


Abb. 6.10: Definition der Kurven s_{diag} und s_x

6.3.2 Ergebnisse der Simulation

In Abb. 6.11 a) und b) sind die Durchbiegung des Flip-Chips mit Underfiller A bei -40°C und die Durchbiegung des Flip-Chips im Umkehrpunkt der positiven Halbwelle ($\cos(\omega t) = 1$) bei einer Skalierung $V_{\text{amp}} = 0,6$ dargestellt. In beiden Grafiken sind die Chips in die gleiche Richtung gebogen. Die Vibration verursacht eine Biegung von ca. $10\mu\text{m}$. Aus Abb. 6.7 konnte man eine Durchbiegung von ca. $21\mu\text{m}$ bei Raumtemperatur ablesen. Addiert man zu diesem Wert die $10\mu\text{m}$ Durchbiegung, dann erhält man eine vergleichbare Verformung wie in Abb. 6.11 a) für -40°C . Deshalb sollte während des Vibrationstests die Amplitude in der Chipmitte ungefähr $0,6\text{ mm}$ betragen, damit die induzierten Belastungen in der gleichen Größenordnung wie bei thermischen Wechseln liegen.

Im Folgenden werden die berechneten Spannungen und Dehnungen an der Grenzfläche Underfiller/Chip bei Raumtemperatur und einer Momentaufnahme des Vibrationstests bei $V_{\text{amp}} = -0,6$ diskutiert, um thermische Abkühlung und Vibrationsbelastung zu vergleichen. Die Spannungen $\hat{\sigma}^{\text{Vib}}$ und Dehnungen $\hat{\epsilon}^{\text{Vib}}$ charakterisieren den Umkehrpunkt der negativen Halbwelle ($\cos(\omega t) = -1$). Sie haben das entgegengesetzte Vorzeichen der Spannungen im Umkehrpunkt der positiven Halbwelle ($\cos(\omega t) = 1$).

In Abb. 6.12 sind die errechneten Komponenten der Spannungstensoren σ^0 und $\hat{\sigma}^{\text{Vib}}$ entlang von s_{diag} und s_x für einen Flip-Chip mit Underfiller C dargestellt. Ein typisches Merkmal der elastischen FEM-Rechnung sind die Singularitäten an der scharfen Chipkante bzw. spitzen Chipecke, die in allen in diesem Abschnitt diskutierten Abbildungen zu erkennen sind. Im Einklang mit den oben diskutierten Durchbiegungen liegen die Beträge der Spannungen für beide Belastungsformen (thermische Abkühlung und Vibration) in der gleichen Größenordnung. Bei einer Vibrationsbeanspruchung mit $V_{\text{amp}} = -0,6$ werden demzufolge Spannungen induziert, die für den realen Einsatz relevant sind. Die Ecken (s_{diag}) werden stärker belastet als die Kanten (s_x).

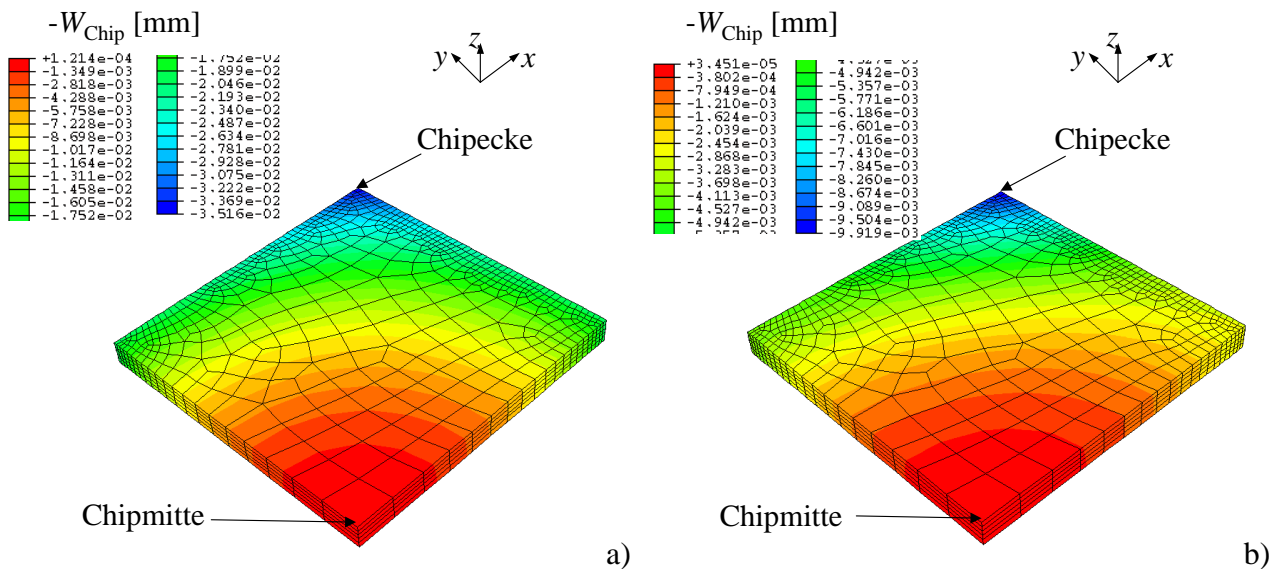


Abb. 6.11: Durchbiegung eines Flip-Chips mit Underfiller A:
a) Biegung des Siliziumchips bei -40°C und
b) Biegung des Siliziumchips bei $V_{\text{amp}} = 0,6$

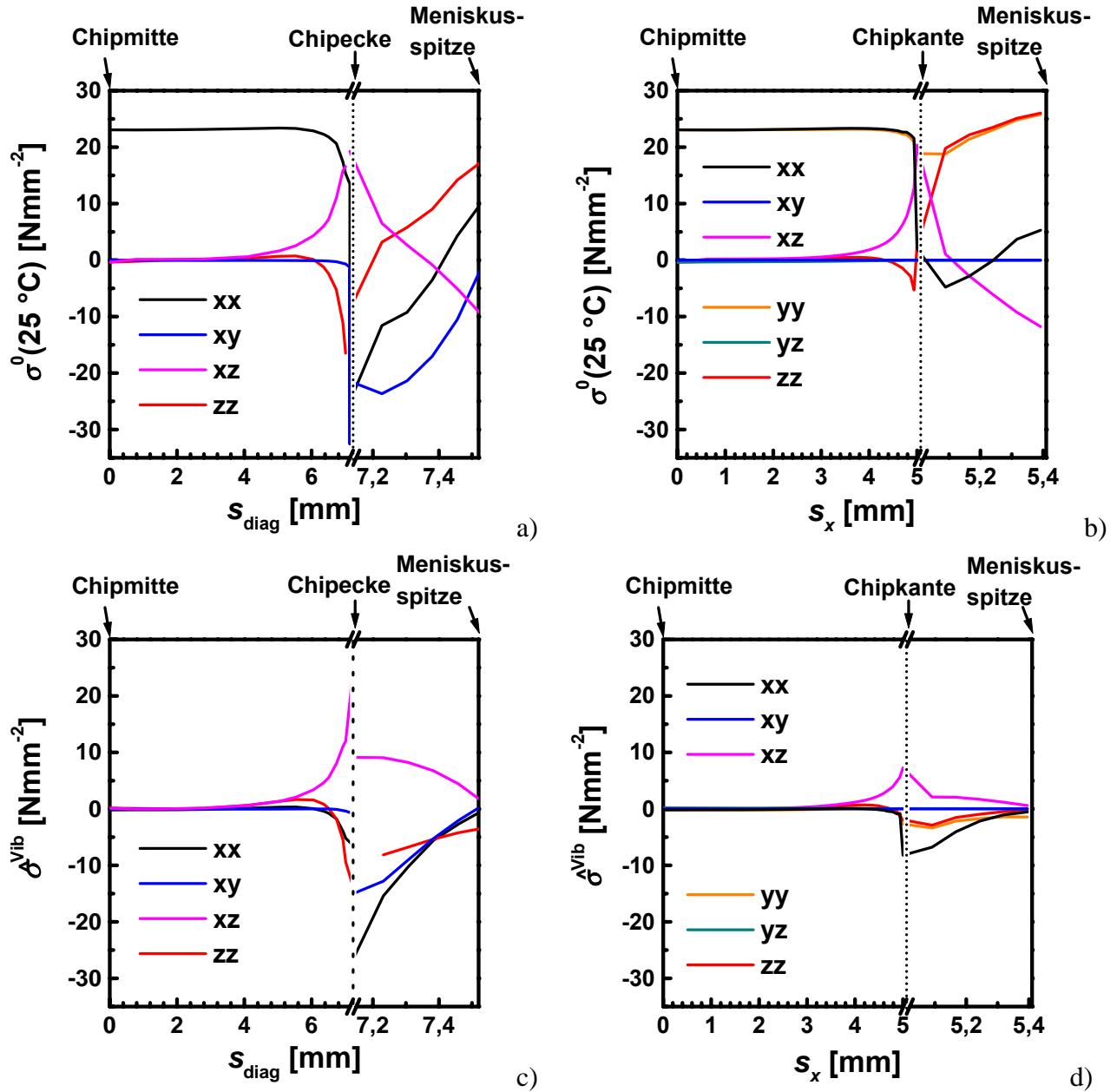


Abb. 6.12: Spannungskomponenten im Underfiller C an der Grenzfläche zum Chip:

- a) σ^0 entlang s_{diag} bei Raumtemperatur
- b) σ^0 entlang s_x bei Raumtemperatur
- c) $\hat{\sigma}^{\text{Vib}}$ bei $V_{\text{amp}} = -0,6$ entlang s_{diag} und
- d) $\hat{\sigma}^{\text{Vib}}$ bei $V_{\text{amp}} = -0,6$ entlang s_x

Folgt man dem Verlauf der Kurven s_x und s_{diag} von der Chipmitte bis zur Meniskusspitze, dann erkennt man die geringsten Belastungen in der Chipmitte. Im Randbereich der Flip-Chips nehmen die Beträge der Spannungen σ_{zz}^0 , σ_{xz}^0 bzw. $\hat{\sigma}_{zz}^{\text{Vib}}$, $\hat{\sigma}_{xz}^{\text{Vib}}$ zu. Sie stellen eine Schälbeanspruchung der Unterfiller-/Chip-Grenzfläche dar. Ebenso ergibt sich eine Scherbeanspruchung der Grenzfläche laut σ_{xz}^0 bzw. $\hat{\sigma}_{xz}^{\text{Vib}}$.

Im Bereich der Chipkante ($s_x \approx 5 \text{ mm}$, $s_{\text{diag}} \approx 7,07 \text{ mm}$) drückt sich die harte, spitze Kante des Siliziums in das vergleichbar weiche Underfillmaterial und verursacht hohe Spannungen an der Grenzfläche zwischen Silizium und Unterfiller.

Für die Vibrationsbeanspruchung fallen die Spannungen $\hat{\sigma}^{\text{Vib}}$ in Richtung Meniskusspitze mit zunehmenden Abstand von der gebogenen Leiterplatte ab. Die thermischen Spannungen σ^0 durchlaufen jedoch eine Region geringeren Betrages und steigen zur Meniskusspitze hin wieder an. Aufgrund des höheren thermischen Schrumpfes wird die dünne Underfillerschicht in der Meniskusspitze vom Silizium verspannt und die Grenzfläche zwischen Chip und Unterfiller steht unter Schälbeanspruchung. Somit ist die Meniskusspitze für Delaminationen während thermischer Wechselbeanspruchung anfällig.

Ein wesentlicher Unterschied besteht zwischen den Spannungen σ_{xx}^0 und $\hat{\sigma}_{xx}^{\text{Vib}}$ bzw. σ_{yy}^0 und $\hat{\sigma}_{yy}^{\text{Vib}}$ unter dem Chip. Die thermischen Spannungen sind ca. 24 N/mm^2 größer. Da Silizium einen geringeren thermischen Ausdehnungskoeffizienten hat, schrumpft es bei Abkühlung weniger als das Underfillmaterial und belastet es parallel zur Silizium/Underfiller-Grenzfläche zusätzlich auf Zug.

In Abb. 6.13 sind die errechneten Komponenten der Dehnungstensoren ϵ^{mech} und $\hat{\epsilon}^{\text{Vib}}$ entlang von s_{diag} und s_x für einen Flip-Chip mit Unterfiller C dargestellt. Die Dehnungen $\hat{\epsilon}^{\text{Vib}}$ charakterisieren die Dehnungen im Umkehrpunkt der negativen Halbwelle ($\cos(\omega t) = -1$).

Die mechanischen Dehnungen $\epsilon_{xx}^{\text{mech}}$, $\epsilon_{yy}^{\text{mech}}$ und $\epsilon_{zz}^{\text{mech}}$ enthalten einen konstanten Term, der aus dem Unterschied der thermischen Ausdehnungskoeffizienten zwischen Silizium und Unterfiller resultiert. An der Grenzfläche von Unterfiller und Silizium ist der weiche Unterfiller an das Silizium angebunden, d. h. parallel zur Grenzfläche gedehnt, z. B. $\epsilon_{xx,yy} > 0$ zwischen Chipmitte und Chipkante. Die zur Grenzfläche senkrechte Komponente ist aufgrund der Querkontraktion gestaucht, z. B. $\epsilon_{zz} < 0$ zwischen Chipmitte und Chipkante. Deshalb ist die thermische Beanspruchung im Allgemeinen kritischer als die Vibrationsbeanspruchung für die Bildung von Rissen im Unterfiller und Ablösungen vom Chip einzustufen.

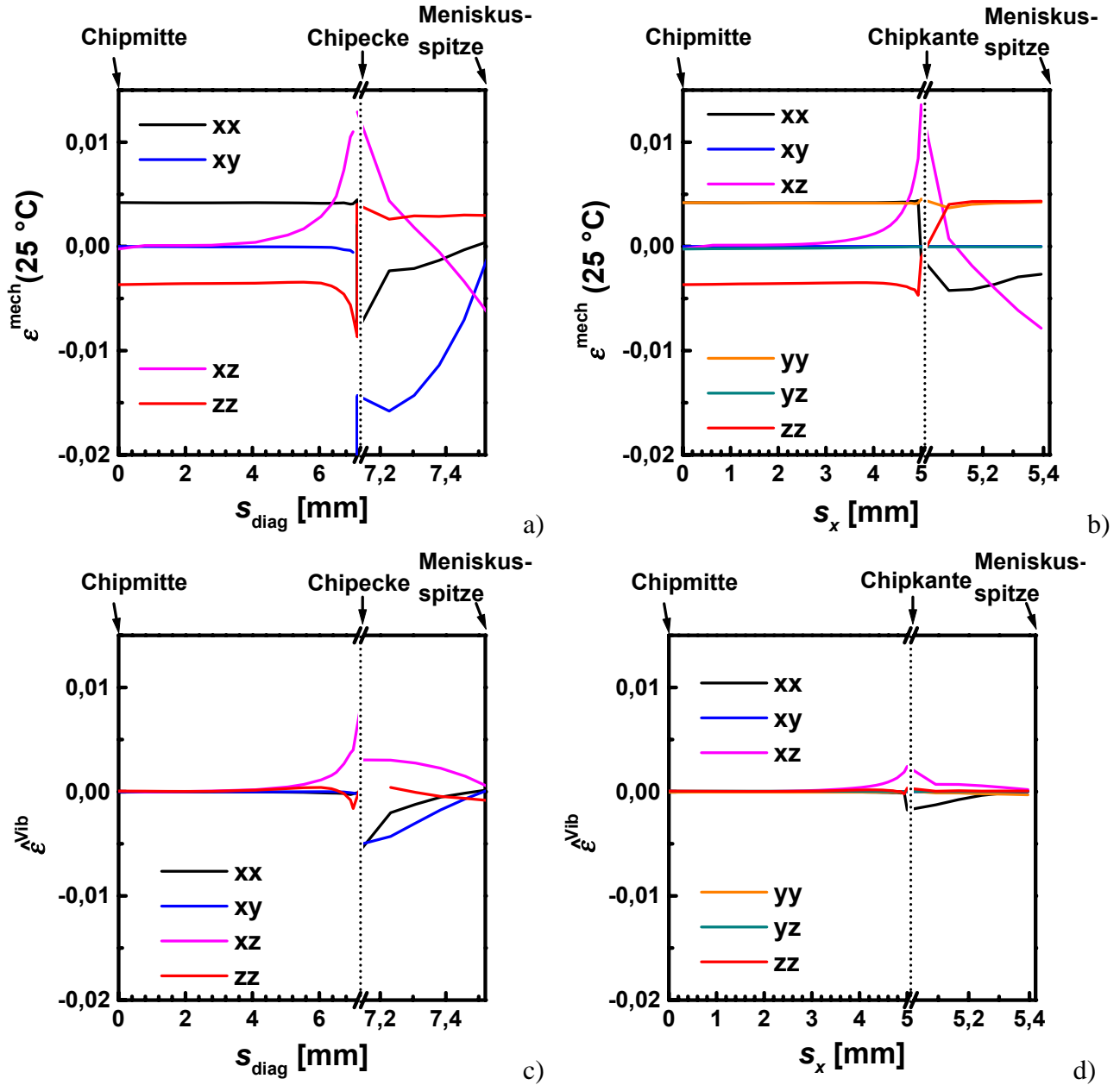


Abb. 6.13: Dehnungen im Underfiller C an der Grenzfläche zum Chip:

- a) ϵ^{mech} entlang s_{diag} bei Raumtemperatur
- b) ϵ^{mech} entlang s_x bei Raumtemperatur
- c) $\hat{\epsilon}^{\text{Vib}}$ bei $V_{\text{amp}} = -0,6$ entlang s_{diag} und
- d) $\hat{\epsilon}^{\text{Vib}}$ bei $V_{\text{amp}} = -0,6$ entlang s_x

In Abb. 6.14 sind die Spannungen σ_{xz}^0 , σ_{zz}^0 , $\hat{\sigma}_{xz}^{Vib}$, $\hat{\sigma}_{zz}^{Vib}$, und die Dehnungen ϵ_{xz}^0 , ϵ_{zz}^0 , $\hat{\epsilon}_{xz}^{Vib}$, $\hat{\epsilon}_{zz}^{Vib}$ der simulierten Flip-Chip-Aufbauten mit Underfiller A und C gegenübergestellt. Die Spannungen unter dem Flip-Chip in Abb. 6.14 a) und c) sind nahezu unabhängig vom Underfillmaterial. Die Spannungen werden einerseits durch die Durchbiegung des Aufbaus verursacht. Sie hängen hauptsächlich von den Eigenschaften des Chips und der Leiterplatte ab und sind somit unabhängig vom Underfillmaterial. Andererseits entstehen Spannungen aufgrund der thermischen Fehlanpassung vom Underfiller an Chip und Leiterplatte. Je höher der Ausdehnungskoeffizient des Underfillmaterials ist, desto höher ist die Fehlanpassung. Underfiller mit einem hohen Ausdehnungskoeffizienten haben aber einen geringeren E-Modul [35, 60, 62], so dass die Spannungen durch thermische Fehlanpassung nahezu unabhängig von den in dieser Arbeit verwendeten Underfillmaterialien sind.

Die materialabhängigen Unterschiede im Bereich des Meniskus sind im Wesentlichen auf die unterschiedliche Meniskusform der Underfiller zurückzuführen.

Die Unterschiede in den Materialeigenschaften spiegeln sich in den Dehnungen in Abb. 6.14 b) und d) wider. Der weichere Underfiller C wird mehr gedehnt als der härtere Underfiller A.

In Abb. 6.15 a) und b) sind die errechneten maximalen, mittleren und minimalen Spannungen $\sigma_{xz}^{Vib.test}$ und $\sigma_{zz}^{Vib.test}$ während eines Vibrationstests bei $V_{amp} = 0,6$ dar- und den thermischen Spannungen $\sigma_{xz}^0(-40^\circ)$ und $\sigma_{zz}^0(-40^\circ)$ gegenübergestellt. Es kann abgelesen werden, dass die maximalen Spannungen während der Vibrationen vergleichbar mit den Spannungen bei -40°C sind. Demzufolge werden durch den vorgeschlagenen Vibrationstest mit $V_{amp} = 0,6$ Spannungen an der Grenzfläche zwischen Underfiller und Chips induziert, die in thermischen Wechseltests von -40°C bis 125°C auftreten.

Die Abbildungen 6.15 c) und d) enthalten die entsprechenden mechanischen Dehnungen $\epsilon_{xz}^{Vib.test}$ und $\epsilon_{zz}^{Vib.test}$ bzw. $\epsilon_{xz}^{mech}(-40^\circ)$ und $\epsilon_{zz}^{mech}(-40^\circ)$. Die durch den Vibrationstest eingebrachten Dehnungen überschreiten ebenfalls nicht die Dehnungen, die in Temperaturwechseltests erzeugt werden. Folglich werden durch den vorgeschlagenen Vibrationstest mit $V_{amp} = 0,6$ Dehnungen an der Grenzfläche zwischen Underfiller und Chips induziert, die in thermischen Wechseltests von -40°C bis 125°C auftreten.

Die in thermischen Wechseltests durchlaufene Dehnungsänderung $\Delta\epsilon_{zz}^{mech} = \epsilon_{zz}^{mech}(-40^\circ)$ ist jedoch bis zu einem Faktor 10 höher als die durchlaufene Dehnungsänderung bei der Vibration. Da die viskose Dehnung mit den hier berechneten elastischen Dehnungen korreliert, wird im Vibrationstests pro Lastwechsel ein kleinerer Betrag an Energie im Material dissipieren als bei einem thermischen Lastwechsel. In thermischen Wechseltests werden zusätzlich wärmere Bereiche durchlaufen, in denen der viskose Anteil des Materialverhaltens geringfügig höher ist. Deshalb ist eine wesentlich höhere Anzahl von Lastwechseln im Vibrationstest bis zum Auftreten von Delaminationen zu erwarten.

Bei thermischen Wechsellast wird Niedriglastspielzahlermüdung mit einer Abhängigkeit der Fehlergröße von den viskosen Dehnungen und bei Vibration Hochlastspielzahlermüdung mit einer Abhängigkeit von den Spannungen dominieren. Deshalb bewertet der Vibrationstest die Haftfestigkeit nahezu unabhängig von den mechanischen Eigenschaften der Underfiller.

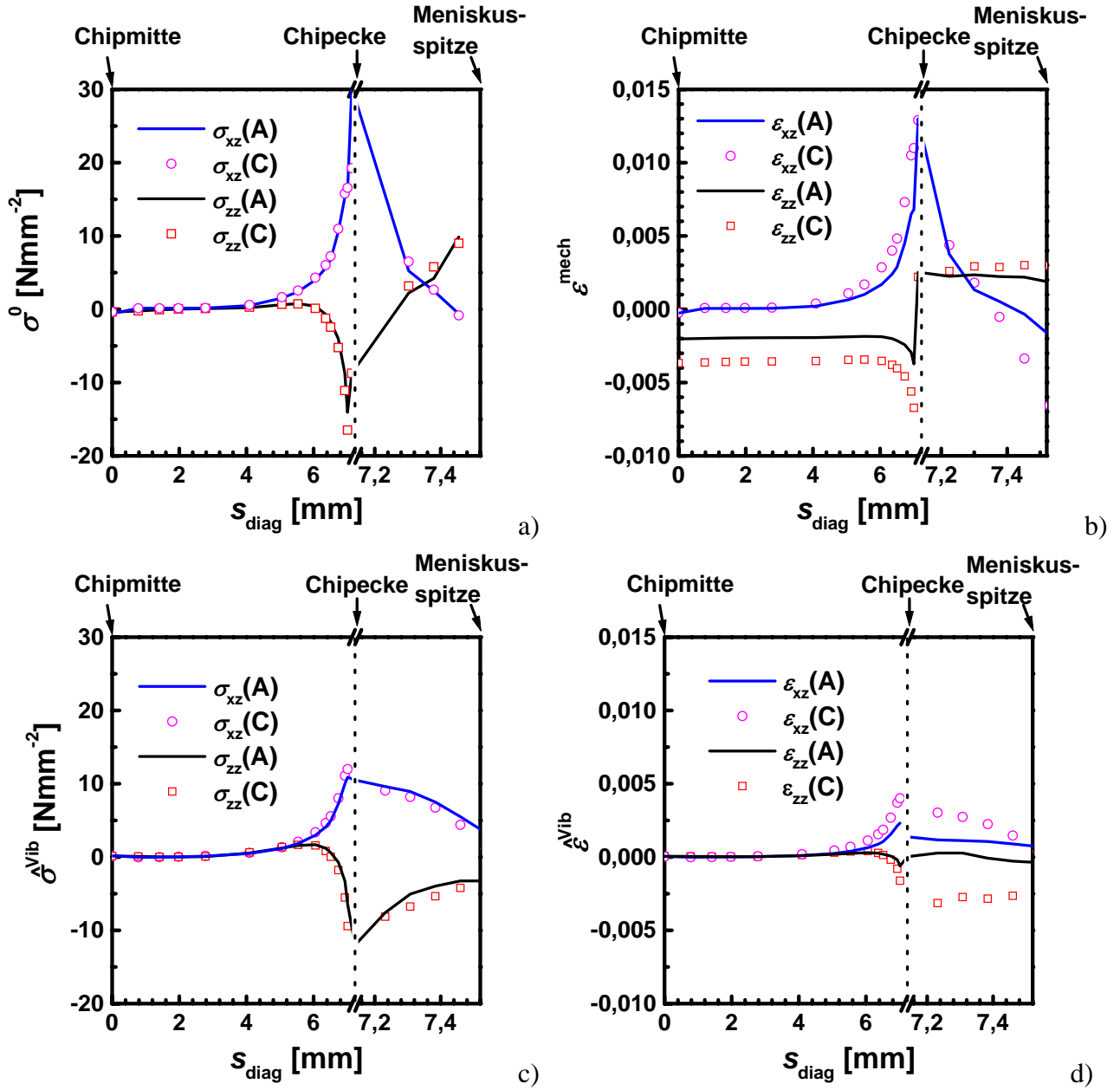


Abb. 6.14: Einfluss des Underfillmaterials auf die Belastung der Underfiller/Chip-Grenzfläche bei Raumtemperatur entlang s_{diag} :

- a) $\sigma_{xz}^0, \sigma_{zz}^0$,
- b) $\epsilon_{xz}^0, \epsilon_{zz}^0$,
- c) $\hat{\sigma}_{xz}^{Vib}, \hat{\sigma}_{zz}^{Vib}$ und
- d) $\hat{\epsilon}_{xz}^{Vib}, \hat{\epsilon}_{zz}^{Vib}$ bei $V_{amp} = -0,6$

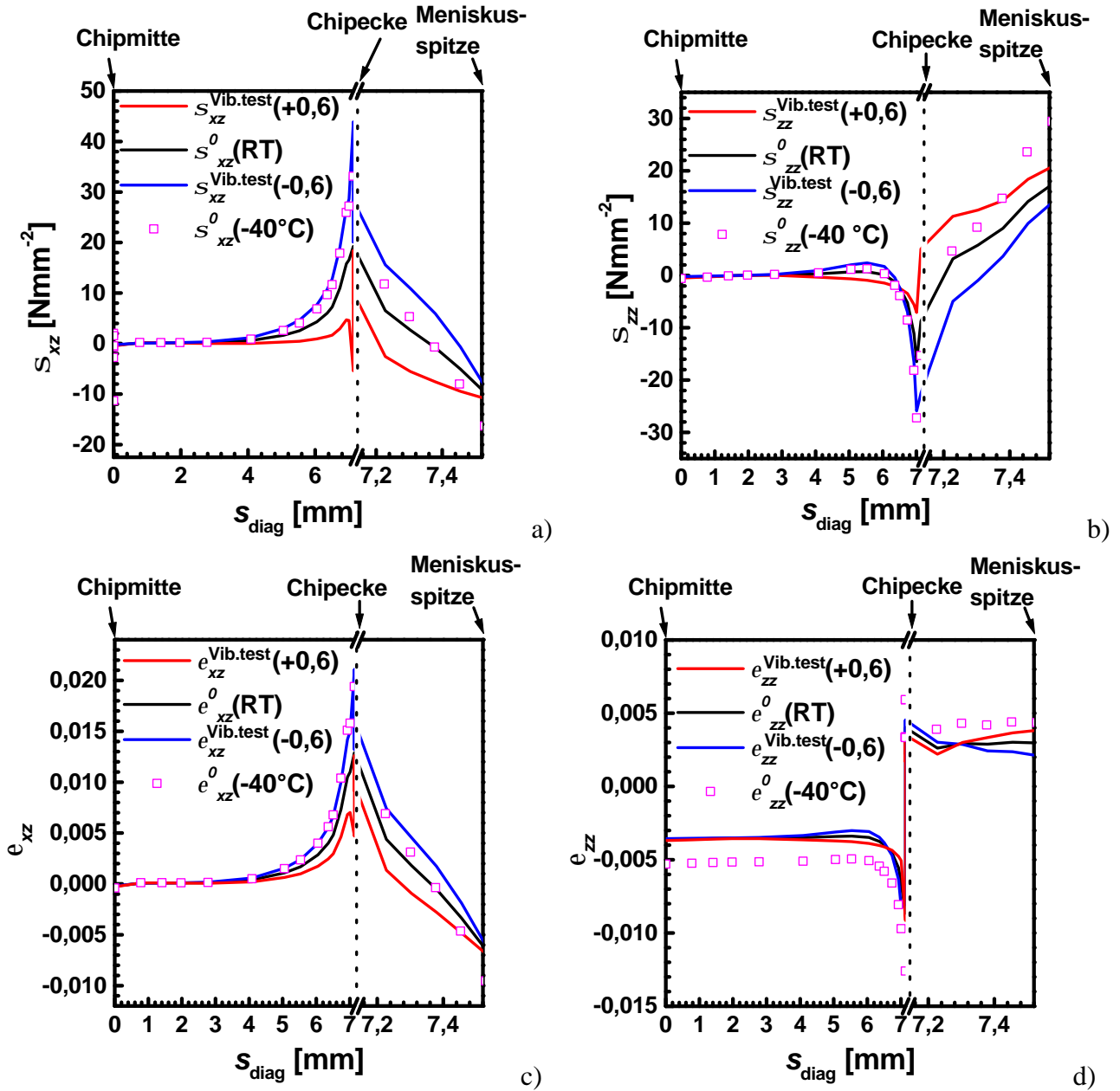


Abb. 6.15: Vergleich der Gesamtspannungen und -dehnungen in den Umkehrpunkten des Vibrations-tests bei $V_{amp} = 0,6$ und Raumtemperatur mit den Spannungen und Dehnungen bei -40°C
a) σ_{xz} , b) σ_{zz} , c) ϵ_{xz} und d) ϵ_{zz}

6.4 Schwingverhalten des Flip-Chip-Aufbaus

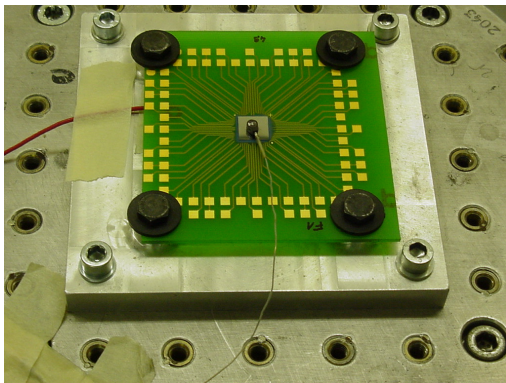
Das Resonanzverhalten des Flip-Chip-Aufbaus wurde in Vibrationstests mit konstanter Beschleunigungsamplitude \hat{a}_0 und gleitender Frequenz untersucht. Zur Bestimmung der Amplitude wurde auf dem Chip ein Halbleiter-Beschleunigungssensor mit geringer Masse festgeklebt (Abb. 6.16 a)). Die Spezifikationen der Tests lauteten:

Parameter:	f_0	500-1100 Hz
	Sweepgeschwindigkeit	1 Oktave/min
	Anzugsmoment der Schrauben	4 Nm
Messgrößen:	$\hat{a}_{\text{chip}}(f_0) \hat{=} \hat{a}(0,0)$	
	Schwingform	

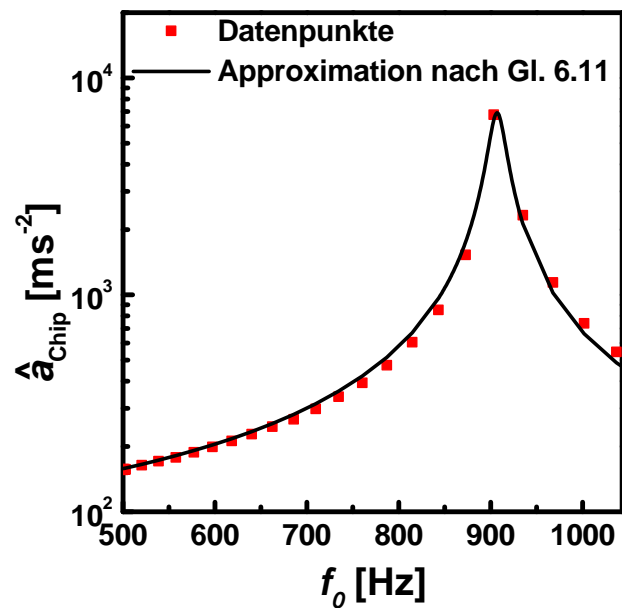
In Abb. 6.16 b) ist das Resonanzspektrum einer Platte dargestellt, die mit einer Beschleunigung $\hat{a}_0 = 10 \text{ g}$ angeregt wurde. Die Messwerte lassen sich sehr gut mit Gl. 6.27 beschreiben, so dass sich die Verwendung des linearelastischen Modells zur Beschreibung der Vibration eignet. Die Parameter aus der Approximation ergeben sich zu:

$$q = 335,76 \text{ kg m}^{-2} \text{ s}^{-1}, \quad f_{\text{res},(0,1)} = 907,05 \text{ Hz}, \quad \hat{w}_{0,1}(0,0) \cdot \iint_{\text{Platte}} \psi_{0,1}^*(x,y) dx dy = 1,40.$$

Die experimentell ermittelte Resonanzfrequenz ist ca. 10 % geringer als die in der Simulation errechnete Resonanzfrequenz. Dieser Unterschied kann durch die Dämpfung der erzwungenen Schwingung im Experiment, der Vernachlässigung der viskoelastischen Effekte in der Simulation und Abweichungen der in der Simulation benutzten Materialkennzahlen von den tatsächlichen Daten erklärt werden. Unter stroboskopischer Beleuchtung wurde die Schwingform des Fundamentalmodes beobachtet.



a)



b)

Abb. 6.16: Resonanzuntersuchungen der Leiterplatte: a) Testaufbau b) Resonanzspektrum einer schwingenden Leiterplatte $\hat{a}_{\text{Chip}}(f)$ bei $\hat{a}_0 = 10 \text{ g}$

Obwohl sich das FR4 bei Raumtemperatur weitgehend linearelastisch verhält, lassen sich im Verhalten der schwingenden Leiterplatte nichtlineare Merkmale erkennen.

In Abb. 6.17 sind die Resonanzspektren einer Leiterplatte bei Anregungen von 1 g, 2 g, 5 g und 10 g dargestellt. Mit höherer Anregungsamplitude verschiebt sich die Resonanzfrequenz geringfügig zu niedrigeren Frequenzen. Dieses Verhalten zeigt sich auch für Federschwinger, deren Federkraft, wie in Abb. 6.18 a) skizziert, mit wachsender Dehnung geringer ansteigt [143]. Mit zunehmender Dehnung wird die Feder „weicher“, d. h. die Federkonstante und die Eigenfrequenz sinkt. Abb. 6.18 b) zeigt, wie sich die Resonanzfrequenz theoretisch mit zunehmender Amplitude zu niedrigeren Werten verschiebt. Bei hohen Anregungsamplituden wird das System zwischen den Frequenzen f_1 und f_2 instabil, so dass die Positionen des Amplitudenmaximums für Auf- und Abwärts-Sweep unterschiedlich sind [143]. Die gestrichelte Kurve gibt die Frequenzverschiebung für den freien ungedämpften Schwinger wieder und bildet das „Rückgrat“ für Resonanzsysteme mit Dämpfung. Für lineare Schwinger verläuft das Rückgrat parallel zur Ordinatenachse.

Bei hohen Wechselbelastungen des Polymers und der duktilen Kupferleitbahnen führt inelastisches Fließen zu einer messbaren Erwärmung (siehe auch Abb. 6.20) und einer zusätzlichen Zunahme der Dehnungen im Kunststoff analog zu einer „weichen“ Feder. Unter der Annahme konstanter, durch die Vibration eingebrachter Spannungen folgt eine Abnahme des effektiven Elastizitätsmoduls und somit nach Gl. 6.7 und Gl. 6.25 eine Verringerung der Resonanzfrequenz:

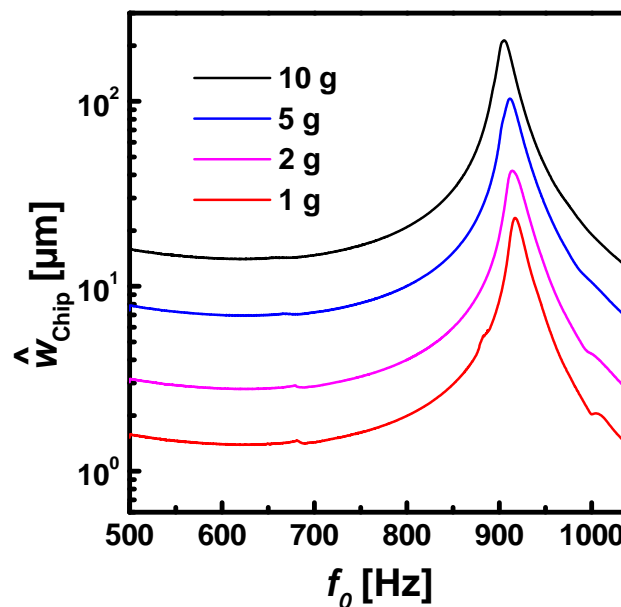


Abb. 6.17: a) Resonanzspektrum einer schwingenden Leiterplatte bei Anregungsamplituden $\hat{a}_0 = 1, 2, 5, 10 \text{ g}$

$$\Delta f_{\text{res}} \approx f_{\text{res}} \left(\sqrt{\frac{\sigma^{\text{Vib}} / (\epsilon^{\text{Vib}} + \alpha \Delta T^{\text{Vib}})}{\sigma^{\text{Vib}} / \epsilon^{\text{Vib}}}} - 1 \right) = f_{\text{res}} \left(\sqrt{\frac{\epsilon^{\text{Vib}}}{\epsilon^{\text{Vib}} + \alpha \Delta T^{\text{Vib}}}} - 1 \right) \quad (6.32)$$

mit,

f_{res} als Resonanzfrequenz,
 σ^{Vib} als mechanische Spannung durch Vibration,
 ϵ^{Vib} als mechanische Dehnung durch Vibration,
 α als Ausdehnungskoeffizient
 ΔT^{Vib} als Temperaturerhöhung durch Vibration.

Eine Erklärung zur Verschiebung der Resonanzfrequenz folgt somit unmittelbar aus der thermischen Dehnung des Aufbaus während der Vibration.

In Abb. 6.19 sind die Resonanzamplituden und die Verschiebungen der Resonanzfrequenz für Anregungen \hat{a}_0 von 10, 20 und 30 g dargestellt. Es ist die geringfügige Verschiebung der Resonanzfrequenz zu niedrigeren Frequenzen mit zunehmender Anregung zu erkennen. Für die Resonanzamplituden ist eine geringfügige Abweichung von der Linearität zu niedrigen Werten bei stärkerer Anregung zu erkennen. Bei einer Anregung von $\hat{a}_0 = 30 \text{ g}$ beträgt die Amplitude ca. $600 \mu\text{m}$ oder $0,6 \text{ mm}$.

Aufgrund von Differenzen aus der Fertigung der gebohrten Leiterplatten und im Anzugsmoment der Schrauben von Testaufbau zu Testaufbau ergeben sich variierende Resonanzkurven bei konstant gehaltenen Testparametern. Für einen präzisen Vergleich zwischen unterschiedlichen Leiterplatten muss deshalb die Anregungsfrequenz f_0 und die Anregungsamplitude \hat{a}_0 so geregelt werden, dass der Flip-

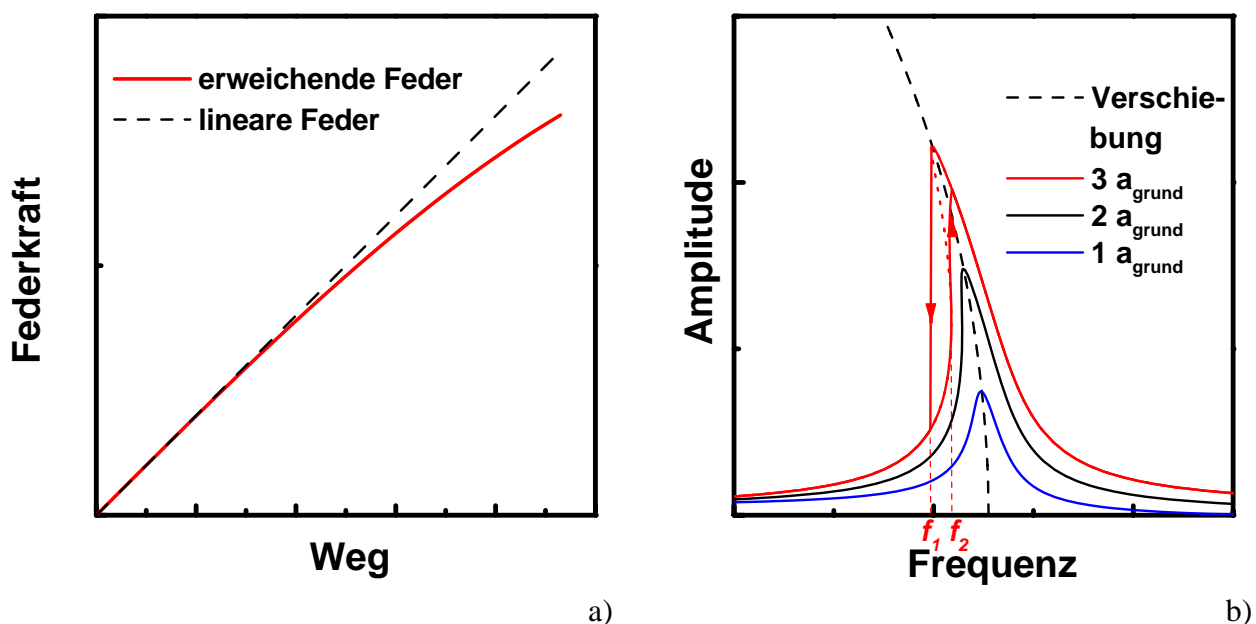


Abb. 6.18: Erklärung zum nichtlinearen Federschwinger: a) Kraft-Weg-Diagramm der Feder b) Resonanzspektren

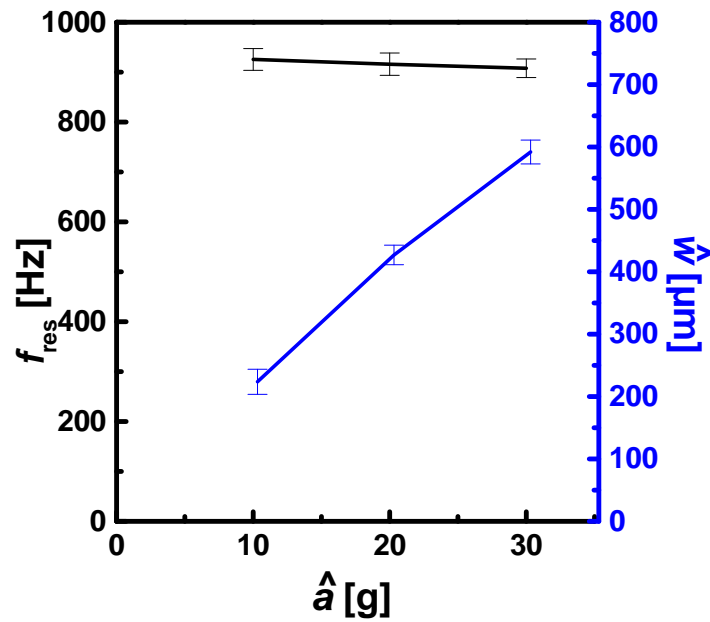


Abb. 6.19: Resonanzfrequenz und Resonanzamplituden für Vibrationstests des Flip-Chip-Aufbaus

Chip-Aufbau in Resonanz mit einer konstanten Amplitude \hat{w}_{Chip} schwingt.

Aus diesen Betrachtungen heraus müsste ein optimaler Vibrationstest direkt in Resonanz erfolgen, wobei die Resonanzfrequenz und die Amplitude genau geregelt werden müssen. Für die Regelung stand ein Infrarot-Laservibrometer zur Verfügung. Im Laufe des Tests verschiebt sich die Resonanzfrequenz zu niedrigeren Frequenzen. Dieser Effekt kann durch eine geringfügige Erwärmung der Leiterplatte erklärt werden. Für einen Vibrationstest in Resonanz muss somit die Frequenz des Shakers besonders bei hoher Anregung ständig geregelt werden. In diesem Bereich arbeitet jedoch das Laservibrometer unzuverlässig und deshalb konnte diese Testvariante nicht realisiert werden.

Für das Testen der Underfillmaterialien im Vibrationstest wurde deshalb ein periodischer Sweep-test gewählt:

Parameter:	f_0	$[f_{\text{res}} - 30 \text{ Hz}, f_{\text{res}} + 30 \text{ Hz}]$
		$f_0(t) = (f_{\text{res}} - 30 \text{ Hz}) \cdot 2^{(t/10 \text{ min})}$ für Aufwärtssweep
		$f_0(t) = (f_{\text{res}} + 30 \text{ Hz}) \cdot 0,5^{(t/10 \text{ min})}$ für Abwärtssweep
	\hat{a}_0	konstant
	Anzugsmoment der Schrauben	4 Nm

Während des Sweep-tests erwärmt sich die Leiterplatte weniger als im Vibrationstest in Resonanz. In Abb. 6.20 sind die infrarot-thermographischen Aufnahmen eines Flip-Chips vor Beginn eines zehnminütigen Sweep-tests bei $\hat{a}_0 = 30 \text{ g}$ und im Maximum des letzten Sweeps gegenübergestellt. Der Flip-Chip erwärmt sich während des Test geringfügig um ca. 4 K.

In den Abb. 6.21 a) und b) sind die Verschiebung der Resonanzfrequenz und -amplitude während des Sweep-tests und die Temperatur der Leiterplatte dargestellt. Es ist eine direkte Korrelation zwischen allen drei Größen zu erkennen, die sich sogar in Unterschieden zwischen Auf- und Abwärtssweep

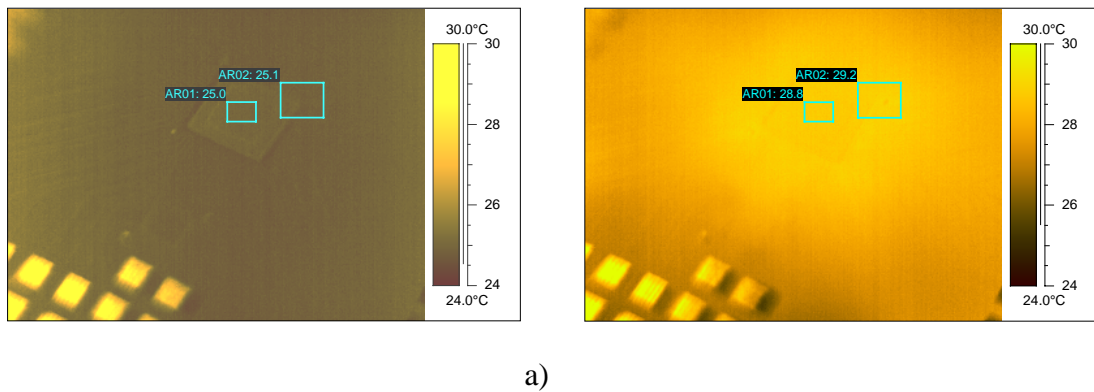


Abb. 6.20: Erwärmung des Chips beim Vibrationstest bei 30 g: thermographische Aufnahme a) vor dem Test und b) im Maximum des 10. Sweeps

abbilden. Die Frequenz- und Amplitudenverschiebung sowie die Erwärmung der Leiterplatte stehen im unmittelbaren Zusammenhang. Aufgrund der viskosen Eigenschaften relaxiert die Leiterplatte bei jeder Schwingung etwas und gibt die freigesetzte Verformungsenergie als Wärme ab.

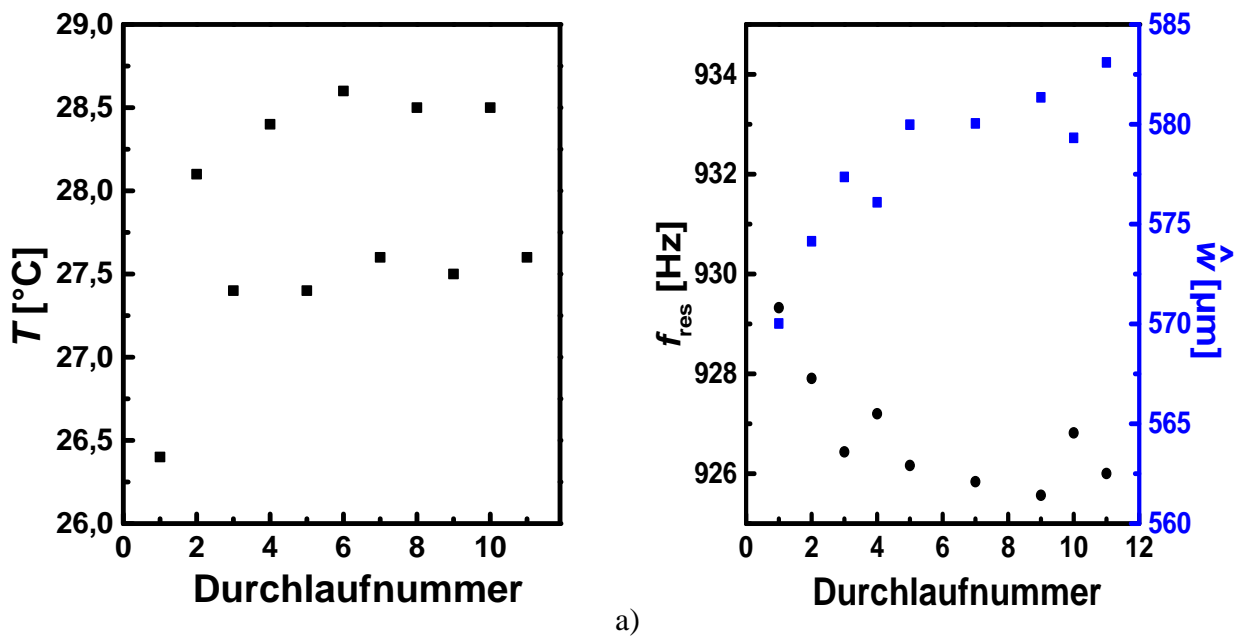


Abb. 6.21: Auswirkung der Erwärmung des Flip-Chip-Aufbaus während eines Sweeptests bei $\hat{a}_0 = 30 \text{ g}$: a) Erwärmung des Chips und b) Verschiebung der Resonanzfrequenz- und amplitude

Der Vibrationstest ließ sich deshalb nur als Sweeptest in einem Frequenzband um die Resonanzfrequenz umsetzen. Da der Sweeptest in einem schmalen Bereich um die Resonanzfrequenz erfolgt, schwingt die Leiterplatte in der Schwingform des Fundamentalmoden. Aufgrund des hohen E-Moduls von Silizium ($E = 168 \text{ GPa}$) verformt sich der Chip sowie das FR4 und der Underfiller unter dem Chip während des Vibrationstests nur geringfügig.

In Abb. 6.22 a) sind die mit dem Laservibrometer gemessenen Relativamplituden von der Chipmitte zu den vier Ecken eines Chips bei einer Anregung von 10 g aufgetragen. Es kann eine relative Biegung der Chipecken zur Chipmitte von bis zu $3,5 \mu\text{m}$ abgelesen werden. Am hohen Untergrundrauschen der Resonanzspektren ist zu erkennen, dass die Messung im Randbereich des technisch Möglichen erfolgte. Die Spektren zeigen nicht die für Resonanz übliche Kurvenform, wie sie beispielsweise in Abb. 6.17 gezeigt wurden. Deshalb haben die Zahlenwerte eher qualitativen Charakter. Zusammengefasst kann festgestellt werden, dass sich die Chips relativ zur Chipmitte biegen, die Durchbiegung bei $\hat{a}_0 = 10 \text{ g}$ bis zu $3,5 \mu\text{m}$ beträgt und der Chip nicht vollkommen symmetrisch belastet wird.

In Abb. 6.22 b) sind die Relativamplituden für eine Anregung von $\hat{a}_0 = 30 \text{ g}$ dargestellt. Hier kann eine maximale Verschiebung der Chipecken zur Chipmitte von $7,5 \mu\text{m}$ abgelesen werden. Das ist eine Zunahme um mehr als das Doppelte im Vergleich zur Messung bei 10 g . Der Wert ist jedoch geringer als die $10 \mu\text{m}$ aus der Simulation in Abschnitt 6.3.2 wurden. Unter Berücksichtigung der Möglichkeiten der Messmethode ist die Übereinstimmung von Experiment und Simulation sehr gut.

Es konnte der linearelastische Ansatz zur Berechnung von Spannungen und Dehnungen im Flip-Chip-Verbund während des Vibrationstests verifiziert werden. Aus den Messungen kann abgeleitet werden, dass die mit der Simulation berechneten Spannungen und Dehnungen bei $V_{\text{amp}} = 0,6$ näherungsweise der Beanspruchung bei $\hat{a}_0 = 30 \text{ g}$ entsprechen.

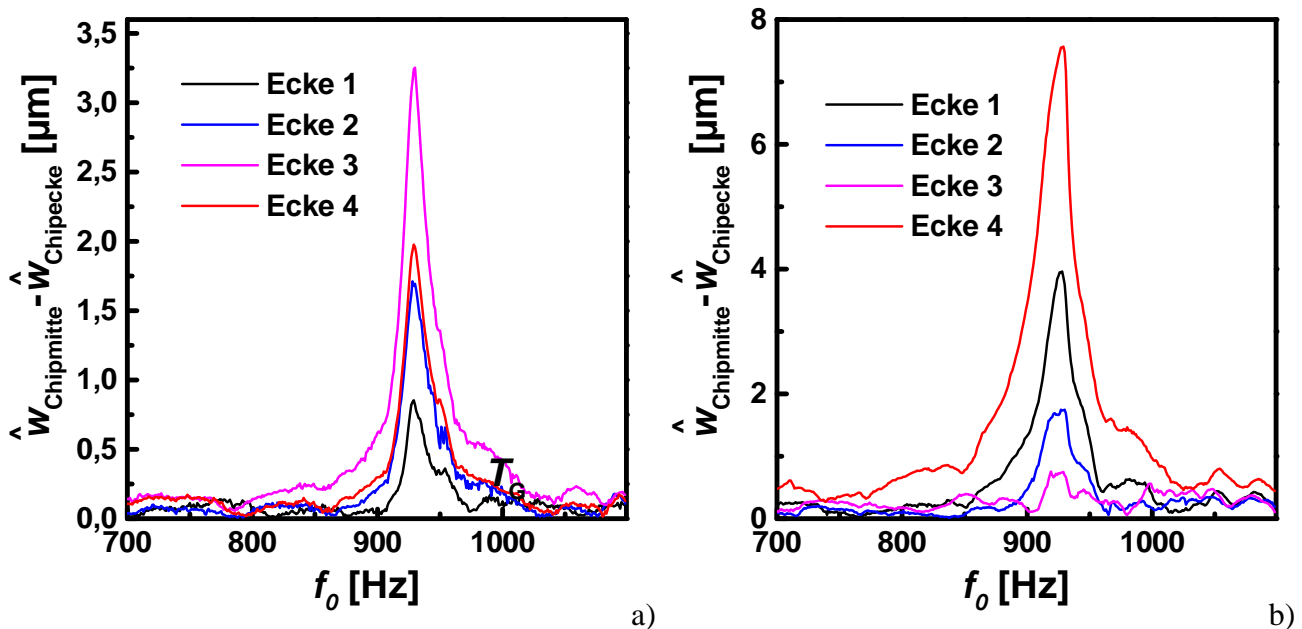


Abb. 6.22: Resonanzspektren des Chips: relative Amplitude von Chipmitte zur Chipecke bei a) $\hat{a}_0 = 10 \text{ g}$ und b) $\hat{a}_0 = 30 \text{ g}$

7. Bewertung des Kombinationstests

7.1 Festlegen der Testparameter

Ausgehend von den Ergebnissen der vorangegangenen Abschnitte kann nun ein zeitsparender Kombinationstest abgeleitet werden, mit dem die Haftfestigkeit von Underfillmaterialien im Flip-Chip-Aufbau bewertet kann.

In Tab. 7.1 sind die hier gewählten Testspezifikationen für den zeitsparenden Kombinationstest aus Vorkonditionierung in feuchter Atmosphäre und Vibrationstest zusammengefasst. Als Bewertungskriterium wird die relative Größe der delaminierten Fläche des Underfillmaterials:

$$A_{\text{del}} = \frac{\text{delaminierte Fläche}}{\text{Fläche des Chips}} \quad (7.1)$$

gewählt, da sie eine mit gebräuchlichen Analysemethoden quantitativ zu bestimmende stetige Größe ist. Die delaminierten Flächen wurden in der Eingangsprüfung und den Zwischenprüfungen mit Hilfe von Infrarot-Mikroskopie [144] und Rasterultraschallmikroskopie [25, 144] (SAM- scanning acoustic microscopy) bestimmt (siehe Anhang B.1).

Die Vorkonditionierung von 24 h und 36 h im Pressure-Cooker führt zu Feuchtigkeitsbelastungen wie sie nach 1000 h Lagerung bei 85 % relativer Luftfeuchte und 85 °C auftreten.

Anhand der drei Lagerbedingungen kann der Schädigungsfortschritt mit zunehmender Lagerzeit beurteilt werden.

Der Test von unkonditionierten Flip-Chip-Aufbauten dient als Referenztest und zur Ausgrenzung von Haftfestigkeitsproblemen, die nicht auf die Einwirkung von Feuchtigkeit zurückzuführen sind. Mit dem ersten Vibrationstest wird die Resonanzfrequenz des Fundamental-modes gefunden. Nach dem zweiten und dritten Vibrationstest kann der Delaminationsfortschritt aufgrund von mechanischer Beanspruchung des Flip-Chips beurteilt werden. Dabei wurde das Frequenzintervall mit wachsender Amplitude zu niedrigeren Frequenzen verschoben, um der Resonanzfrequenzverschiebung Rechnung zu tragen.

Die Testzeit von 10 min entspricht $5,5 \cdot 10^5$ Lastwechseln. Das ist ein Tausendfaches an Lastwechseln von beispielsweise 500 Temperaturwechseln, kann aber in Bezug auf die geringere Dehnung, die höheren Testfrequenzen und die Umgebungstemperatur von 25 °C während des Vibrationstests als eine gerechtfertigte Anzahl von Lastwechseln betrachtet werden.

Henaff-Gardin berichtet über eine analoge Schädigung von Kohlefaser-verstärkten Epoxidharzlaminationen nach 450 Temperaturwechseln von -50 °C bis 150 °C mit einer Periode von zwei Stunden und nach 10^6 Lastwechseln bei einem Vibrationstest bei Raumtemperatur und 10 Hz [145]. Die Abnahme

der Materialermüdung bei erhöhter Frequenz und tieferen Temperaturen kann mit dem Temperatur-Zeit-Verschiebungsprinzip erklärt werden [146]. Danach ergeben sich bei hohen Temperaturen und niedrigen Frequenzen höhere viskose Dehnungen pro Zyklus und somit eine schnellere Akkumulation der Materialschädigung bzw. eine Materialermüdung. Eine analoge Frequenzabhängigkeit der Ermüdung wurde für Epoxidharz-Verklebungen mit Stahl [147] sowie für Verbindungen von einem Silberleitklebstoff und einem Underfiller mit Aluminium und Silizium beobachtet [148]. Die zuletzt erwähnten Untersuchungen wurden bei Frequenzen von 0,05 bis 5 Hz durchgeführt und zeigten adhäsives Versagen. Aus diesen publizierten Ergebnissen kann interpoliert werden, dass nach ca. $5 \cdot 10^5$ Lastwechseln des vorgeschlagenen Vibrationstests eine analoge Schädigung der Epoxidharzmaterialien und deren Grenzflächen im Flip-Chip auftreten könnte wie nach 500 Temperaturwechseln von $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ bis $125\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Für eine genaue Vorhersage der Lastwechsel müsste jedoch eine viskoelastische Rechnung durchgeführt werden. Die Einwirkung von Medien wie Feuchtigkeit und die Alterung der Kunststoffe während der Temperaturwechsel müsste ebenso berücksichtigt werden. Dies würde aber den Rahmen dieser Arbeit sprengen und wäre in der Industrie schwer umzusetzen. Deshalb war es effizienter, ausgehend von einfacheren Betrachtungen, einen Test vorzuschlagen und in der Praxis zu testen.

Eine Serie von Flip-Chip-Testvehikeln mit den vier Underfillmaterialien A, B, C und D wurde aufgebaut und

- mit dem in dieser Arbeit entwickelten zeitsparenden Kombinationstest (Tab. 7.1)
- mit Standardzuverlässigkeitstests und
- mit anderen Kombinationstests

bewertet.

In Tab. 7.2 ist die verwendete Testmatrix dargestellt. Der zeitsparende Kombinationstest ist rot markiert. Die restlichen Angaben beziehen sich auf Verifikations- und Vergleichsexperimente. Die Zahlen vor und nach dem „+“-Zeichen bezeichnen unterschiedliche Testserien. Die Ergebnisse der elektrischen Messungen wurden anhand der Ausfallstatistik einer diskreten Größe ausgewertet. Hierfür ist eine größere Anzahl von getesteten Chips notwendig. Die Diffusion von Feuchtigkeit in Materialien und die daraus resultierenden Änderungen der Materialeigenschaften sind jedoch stetige physikalische und chemische Prozesse und werden mit einer stetigen Größe gemessen, der relativen Fläche der Delaminationen. Deshalb genügt es, eine geringe Anzahl von Flip-Chips in den Vibrationstests zu testen. Mit den durchgeführten Vibrationstests konnte ein widerspruchsfreies Ranking der Underfillmaterialien aufgestellt werden.

Zur Verkürzung der folgenden Diskussion werden in Tab. 7.3 Namen für die Flip-Chips eingeführt, die das Teststadium definieren.

Im folgenden Abschnitt werden zunächst die Resultate des rot markierten zeitsparenden Kombinationstests präsentiert. Dieser Test wird dann in den nächsten Abschnitten anhand der Ergebnisse der restlichen Testmatrix bewertet.

Testschritt	Spezifikationen		
Vorkonditionierung in feuchter Atmosphäre			
Eingangsprüfung	IR-Mikroskopie, Ultraschallmikroskopie		
Vorkonditionierung	keine	24 h Pressure-Cooker	36 h Pressure-Cooker
1. Zwischenprüfung	IR-Mikroskopie, Ultraschallmikroskopie		
Vibrationstest			
0. Vibrationstest	1 Sinussweep $\hat{a}_0 = 10 \text{ g}$, $f=[800\text{Hz}, 1000\text{Hz}]$ $v_{\text{sweep}} = 1 \text{ Oktave/min}$		
1. Vibrationstest	10 min Sinussweeps $\hat{a}_0 = 20 \text{ g}$, $f=[f_{\text{Res}}(10 \text{ g}) - 40\text{Hz}, f_{\text{Res}}(10 \text{ g}) + 20\text{Hz}]$ $v_{\text{sweep}} = 0,1 \text{ Oktave/min}$		
2. Zwischenprüfung	IR-Mikroskopie, Ultraschallmikroskopie		
2. Vibrationstest	10 min Sinussweeps $\hat{a}_0 = 30 \text{ g}$, $f=[f_{\text{Res}}(10 \text{ g}) - 50\text{Hz}, f_{\text{Res}}(10 \text{ g}) + 10\text{Hz}]$ $v_{\text{sweep}} = 0,1 \text{ Oktave/min}$		
Endprüfung	IR-Mikroskopie, Ultraschallmikroskopie		

Tab. 7.1: Testspezifikationen für den zeitsparenden Kombinationstest zum Testen der Haftfestigkeit von Underfillmaterialien im Flip-Chip-Verbund

Flip-Chip-Aufbau							
1. Test							
Vorkonditionierung	keine	24 h PC	36 h PC	1000 h 85/85	24 h PC	keine	
2. Test							
mechanische Belastung	Vibrationstest			Vibrationstest	500 TW's		7600 TW's
Chips mit A	1	1+1	1+1	2+1	8	10	24 + 10
Chips mit B	1	1+1	1	2+1	10	8	20 + 16
Chips mit C	1	1+1	1+1	1+1	8	10	20 + 8
Chips mit D	1	1	1	1+1	8	10	20 + 6
Bewertungskriterium	- delaminierte Fläche				- delaminierte Fläche - elektrische Ausfälle		

Tab. 7.2: Testmatrix für Underfillmaterialien (rot markiert ist der vorgeschlagene zeitsparende Kombinationstest aus Tab. 7.1)

Namenskonvention	Name_Vorkonditionierung_mechanische Beanspruchung	
Name	A, B, C, D	Underfiller A, B, C, D
Vorkonditionierung	<i>ip</i> ,	<i>i</i> h Pressure-Cooker bei 121 °C und 100 % relativer Luftfeuchte (DIN EN 60749)
	<i>if</i>	<i>i</i> h bei 85 °C und 85% relativer Luftfeuchte (DIN EN 60749)
mechanische Beanspruchung	1V, 2V, <i>i</i> TW	1. Vibrationstest nach Tab. 7.1 2. Vibrationstest nach Tab. 7.1 <i>i</i> Temperaturwechsel von -40 °C bis 125 °C und 10 min Haltezeit in den Extrema (JESD22 A104-B oder DIN EN 60749)
Beispiel	A_24p_500TW	Flip-Chip mit Underfiller A nach 24 h Pressure-Cooker-Test und 500 Temperaturwechseln

Tab. 7.3: Namenskonventionen für getestete Flip-Chips

7.2 Zeitsparende Kombination aus Pressure-Cooker-Test und Vibrationstest

Für keine der unkonditionierten Flip-Chip-Aufbauten konnten nach dem Vibrationstest aus Tab. 7.1 Delaminationen oder andere Fehler im Underfiller festgestellt werden. Entweder besitzen die Underfillmaterialien der aufgebauten Flip-Chips eine hohe Adhäsion und Kohäsion oder die gewählten Testspezifikationen wurden zu mild gewählt. Deshalb wurde für einige unkonditionierte Flip-Chip-Aufbauten der Vibrationstest verschärft.

In Abb. 7.1 ist das REM-Bild eines Flip-Chip-Schliffes dargestellt. Der Flip-Chip wurde nach dem Vibrationstest in 10 min-Schritten weitere 30 min bei $\hat{a}_0 = 30 \text{ g}$ getestet. Nach 40 min wurden keine Delaminationen, aber ein Riss im Bump detektiert. Wenn ein Vibrationstest bei $\hat{a}_0 = 30 \text{ g}$ Risse in den Bumps verursacht, ohne das Delaminationen beobachtet werden, dann muss die Haftfestigkeit des Underfillmaterials hoch und die Härte des Tests ausreichend sein. Da der Fokus der Arbeit auf der Bewertung der Underfillmaterialien liegt, wurde die Rissentstehung im Lot während des Vibrationstests nicht tiefgründiger untersucht. Die beobachteten Risse stellen jedoch einen Anknüpfungspunkt für zukünftige Untersuchungen dar.

Abb. 7.2 fasst das Resultat der durchgeführten zeitsparenden Kombinationstests mit vorkonditionierten Flip-Chips zusammen. Die Flip-Chips mit Underfillmaterial C zeigen keine Delaminationen im gewählten Kombinationstest und sind deshalb widerstandsfähiger als die Flip-Chips mit den anderen drei Underfillern gegen die Kombination aus Feuchtigkeit und mechanischer Belastung. Das Material A zeigt bei kurzer Lagerung und somit niedrigen Feuchtigkeitskonzentrationen eine gute Haftfestigkeit, während die Flip-Chips mit den Underfillmaterialien B und D schon nach kurzen Lagerzeiten im Pressure-Cooker anfällig für Delaminationen durch mechanische Beanspruchung sind. Die Grafik zeigt weiterhin, dass eine Bewertung der Underfillmaterialien nach einer Feuchtigkeitslagerung ohne mechanische Beanspruchung zu anderen Schlussfolgerungen führen würde. Beispielsweise würde das Underfillmaterial B deutlich besser eingestuft. Erst durch eine zusätzliche mechanische Belastung

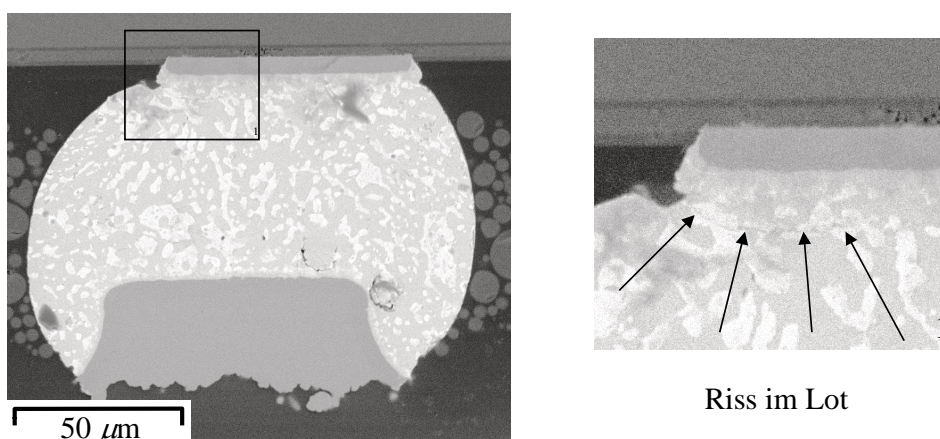


Abb. 7.1: Riss im Bump eines Flip-Chips A_2V nach zusätzlichen 30 min Sweeptest mit 0,1 Oktave/min, $[f_{\text{res}} - 30 \text{ Hz}, f_{\text{res}} + 30 \text{ Hz}]$ und $\hat{a}_0 = 30 \text{ g}$

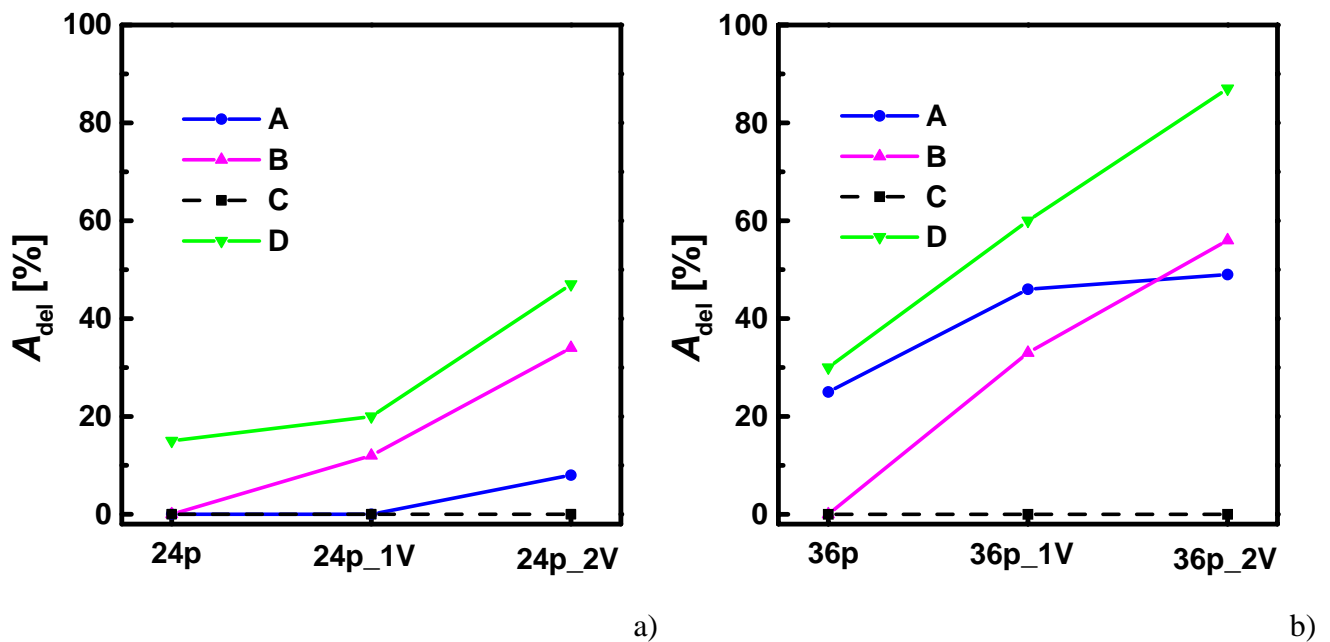


Abb. 7.2: Ergebnis des Kombinationstests: relative delaminierte Fläche während des Vibrationstest von vorkonditionierten Flip-Chip-Aufbauten:

- a) 24 h im Pressure-Cooker und
b) 36 h im Pressure-Cooker

des konditionierten Flip-Chip-Verbundes lassen sich die geschädigten Regionen detektieren.

Abb. 7.3 zeigt den Ort der Delaminationen am Beispiel eines Flip-Chips B_24p_2V. Die Delaminationen sind als helle Bereiche in der ultraschallmikroskopischen Aufnahme (Abb. 7.3 a)) im Randbereich des Flip-Chips zu erkennen, dort wo die höchsten Spannungen und Feuchtigkeitskonzentrationen auftreten. Die Delaminationen treten an der Grenzfläche zwischen Polyimid und Underfiller auf, wie es Abb. 7.3 b) belegt. Im Vergleich dazu ist in Abb. 7.3 c) eine fehlerfreie Grenzfläche des Flip-Chips dargestellt.

Unabhängig vom gewählten Underfiller bestätigte sich diese Beobachtung für alle analysierten Flip-Chips. Die Grenzfläche zwischen Underfiller und Polyimid kann deshalb als eine Schwachstelle im unterfüllten Flip-Chip-Aufbau herausgestellt werden. Mit Hilfe des Kombinationstests wird diese Schwachstelle gezielt geprüft.

In Abb. 7.4 ist der Delaminationsfortschritt während des Kombinationstests für einen Flip-Chip B_24p dokumentiert. Vor dem Test lassen sich keine Delaminationen detektieren. Nach dem ersten Vibrationstest sind in den Ecken des Flip-Chips Delaminationen zu erkennen, die nach dem zweiten Vibrationstest gewachsen sind. Die Zugscherversuche aus Abschnitt 3.2.4 zeigen, dass die Zugscherfestigkeit der Underfillmaterialien A, B, und D mit wachsender Feuchtigkeit abnimmt. Da in den Ecken des Flip-Chip-Verbundes die mechanischen Belastungen durch den Vibrationstest und die Feuchtigkeitskonzentrationen am höchsten sind, beginnen dort die Delaminationen.

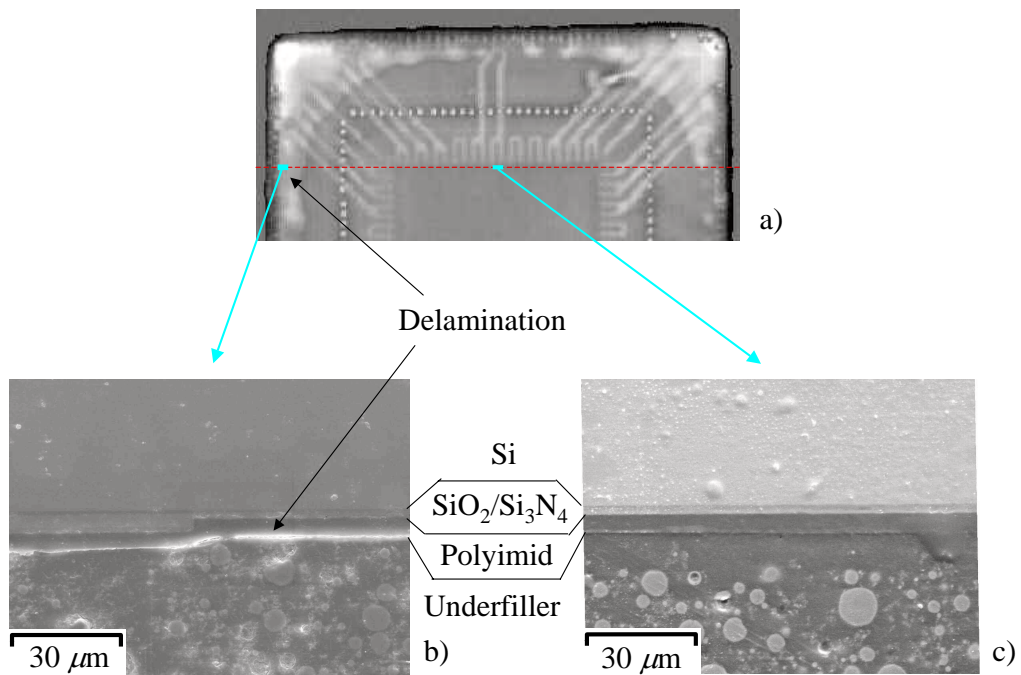


Abb. 7.3: Delaminationen an einem Flip-Chip B_{24p_2V}: a) SAM-Aufnahme, b) und c) REM-Aufnahmen

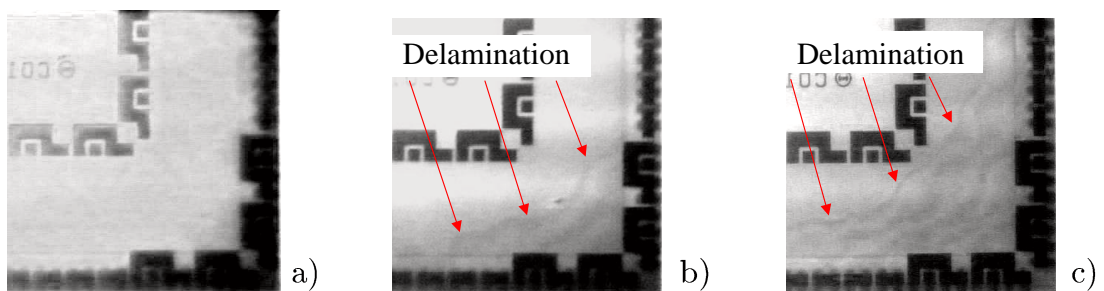


Abb. 7.4: Infrarotmikroskopische Aufnahmen eines Flip-Chips: a) B_{24p}, b) B_{24p_1V} und c) B_{24p_2V}

Die Delaminationen beschränken sich nur auf die Ecken des Flip-Chip-Verbundes, da

1. die Feuchtigkeitskonzentrationen in Richtung Chipmitte abnehmen und die Haftfestigkeit steigt, sowie
2. bei Belastungen unterhalb der statischen Bruchfestigkeit der Riss pro Belastungszyklus nur um einen endlichen Betrag wächst.

In Abb. 7.5 sind die SAM-Aufnahmen von Flip-Chips nach Kombinationstests A_24p_2V bis D_36p_2V den berechneten Feuchtigkeitskonzentrationen aus der Simulation gegenübergestellt. Es ist eine direkte Korrelation zwischen der aufgenommenen Feuchtigkeit und der Größe der Delaminationen zu erkennen. Je weiter die Feuchtigkeit in den Flip-Chip-Verbund eindiffundiert, desto größer ist die Fläche der Delaminationen. Für Underfiller A sind alle Regionen mit einer Feuchtigkeitssättigung größer $0,5n_0$ delaminiert. Für die Materialien B und D ergibt sich eine kritische Konzentration von $0,4n_0$. Underfiller C zeigt keine Delaminationen.

Aus dem Vergleich der Größen der delaminierten Flächen ergibt sich, dass Underfiller D den Flip-Chip-Verbund am wenigsten und Underfiller C den Flip-Verbund am besten in feuchter Atmosphäre gegen mechanische Beanspruchung schützt.

Ein Vergleich der Größe der delaminierten Fläche mit den Materialeigenschaften aus Kapitel 3 ergibt, dass sie mit hohen Diffusionskoeffizienten bei 121 °C, mit geringen Biegefestigkeiten und Biegedehnungen sowie mit den Zugscherfestigkeiten nach Lagerung im Pressure-Cooker korrelieren. Damit bewertet der zeitsparende Kombinationstest die Bulk- und Grenzflächenfestigkeit unter dem Einfluss der Feuchtigkeit im Pressure-Cooker.

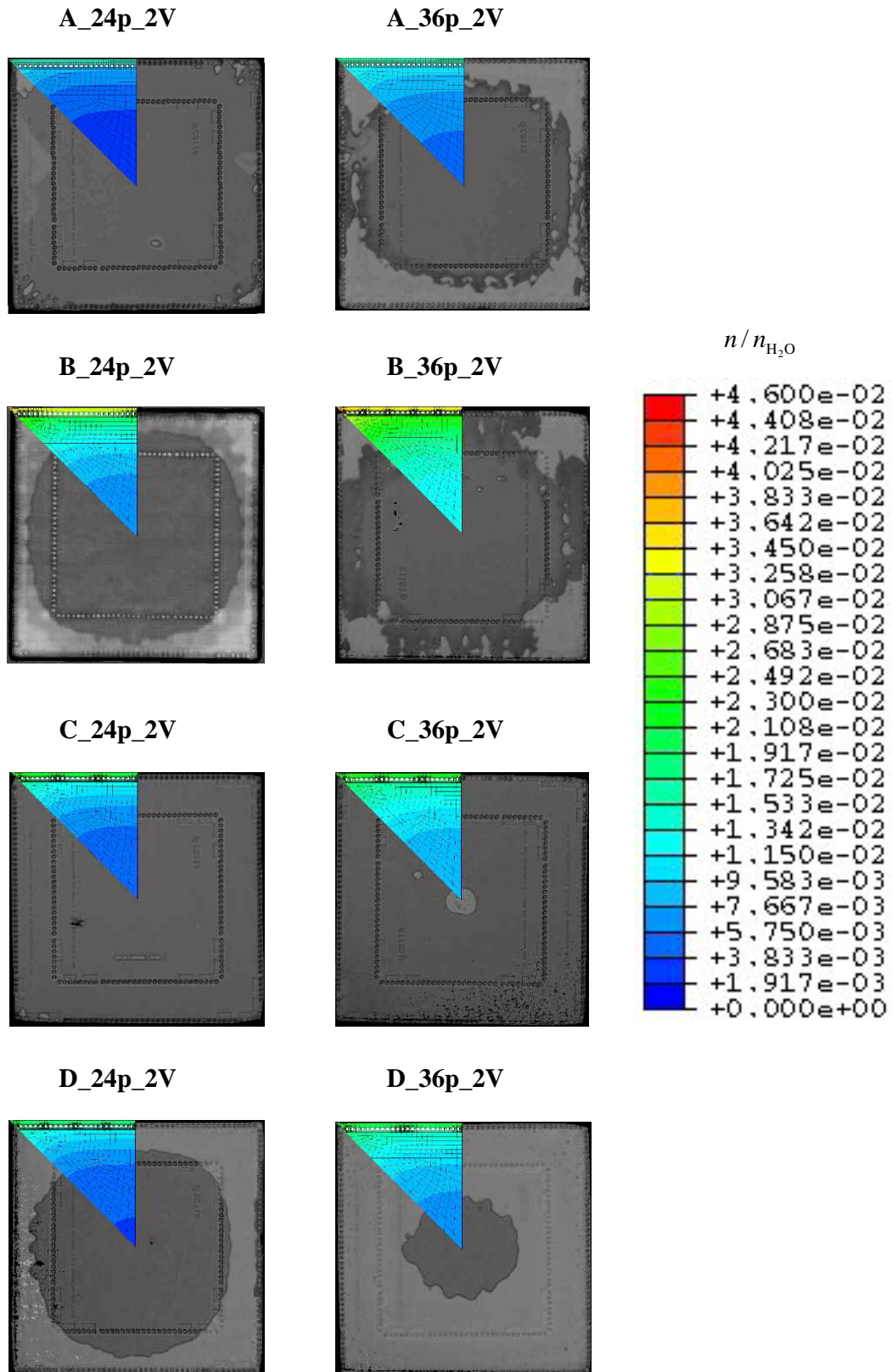


Abb. 7.5: SAM-Aufnahmen von Flip-Chips nach dem zeitsparenden Kombinationstests mit berechneten Konzentrationsprofilen

7.3 Kombinationstest aus 85/85-Lagerung und Vibrationstest

Zur Validierung der gewählten Lagerzeiten im Pressure-Cooker in den Kombinationstests 24p_2V und 36p_2V wurden Kombinationstests aus 85/85-Lagerung und Vibration durchgeführt.

In Abb. 7.6 ist die relative Größe der delaminierten Flächen nach den einzelnen Testschritten des Kombinationstests 1000f, 1000f_1V und 1000f_2V aufgetragen. Sie führen qualitativ zum gleichen Ergebnis wie die Resultate des Kombinationstests 36p_2V aus Abb. 7.2 b). Eine Lagerung im Pressure-Cooker für 36 h scheint demzufolge eine analoge Schädigung der Grenzfläche zwischen Underfillmaterial und Polyimid wie eine tausendstündige 85/85-Lagerung hervorzurufen.

Inwieweit die Schädigungen nach Pressure-Cooker-Lagerung und 85/85-Lagerung analog sind, ergibt sich aus einem Vergleich von Abb. 7.7 und Abb. 7.5.

Abb. 7.7 enthält die SAM-Aufnahmen nach dem Kombinationstest 1000f_2V und die simulierten Feuchtigkeitsprofile. Vergleicht man in den berechneten Grafiken die Konzentrationen an der Grenze zwischen delaminierten und nicht delaminierten Regionen, dann ergeben sich näherungsweise die gleichen Konzentrationen nach Lagerung im Pressure-Cooker und nach 85/85-Konditionierung. Ein direkter Zusammenhang zwischen der Schädigung der Grenzfläche und der aufgenommenen Feuchtigkeit zeichnet sich ab. Über einen direkten Zusammenhang zwischen Feuchtigkeitsgehalt und mechanischer Festigkeit von Epoxidharz/Stahl-Grenzflächen unabhängig von der Feuchtigkeitskonzentration der Umgebung (81 - 100 % r. F.) und der Lagerzeit bei 50 °C wird in der Literatur berichtet [149].

Ein genauerer Vergleich mit den berechneten Konzentrationsprofilen ergibt jedoch, dass die kritischen Konzentration nach 85/85-Lagerung ca. 1,5 bis 2 mal höher sind.

Die Feuchtigkeitskonzentrationen nach 1000 h 85/85-Lagerung sind in den Randgebieten niedriger als

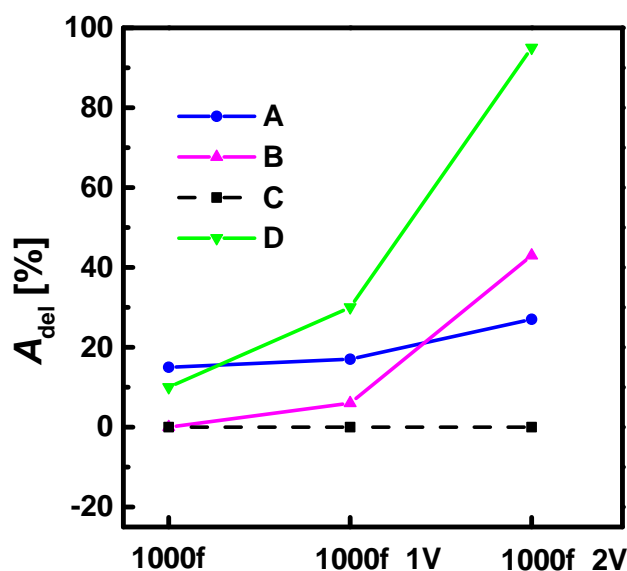


Abb. 7.6: Ergebnis des Kombinationstests: relative delaminierte Fläche während des Vibrationstests von 1000 h in 85 % r. F. bei 85 °C vorkonditionierten Flip-Chip-Aufbauten

nach 24 h bzw. 36 h Pressure-Cooker-Test, nehmen aber in Richtung Chipmitte weniger ab. Deshalb können in den Randgebieten der in 85 % r. F. bei 85 °C gelagerten Flip-Chips höhere mechanische Beanspruchungen bzw. mehr Lastwechsel und in den mittleren Regionen niedrigere mechanische Beanspruchungen bzw. weniger Lastwechsel im Vergleich zur Lagerung im Pressure-Cooker für das Entstehen von Delaminationen erforderlich sein. Für beide Arten der Vorkonditionierung können sich in Summe nach dem Vibrationstest Delaminationen der gleichen Größe ergeben.

Der Unterschied der kritischen Konzentrationen kann auch aus den Abweichungen des gewählten Simulationsmodells für die Feuchtigkeitsaufnahme im Flip-Chip-Aufbau resultieren, das lediglich Volumendiffusion berücksichtigt. Mögliche erhöhte Konzentrationen an den Grenzflächen und andere Reaktions- und Schädigungsmechanismen werden vernachlässigt.

Obwohl sich mit den hier durchgeführten Versuchen die beiden erwähnten Mechanismen nicht separieren lassen, ist zu erkennen, dass für eine erste Abschätzung der geschädigten Regionen die Berechnung der Feuchtigkeitskonzentrationen anhand der Volumendiffusion verwendet werden kann. Da sich nach 36 h Pressure-Cooker-Test und 1000 h 85/85-Lagerung vergleichbare Feuchtigkeitskonzentrationen im gewählten Flip-Chip-Aufbau ergeben, liefert der zeitsparende Kombinationstest aus Lagerung im Pressure-Cooker und Vibration das gleiche Ranking der Underfillmaterialien in Bezug auf die Größe der delaminierten Fläche.

Mit weiteren Kombinationstests aus Feuchtigkeitslagerung und Vibration am Flip-Chip-Aufbau kann in Zukunft jedoch ein wichtiger Beitrag zum Verständnis der Haftung und des Einflusses der Feuchtigkeit gewonnen werden, z. B. durch Variation der Temperatur, der Feuchtigkeitssättigung in der Umgebung sowie des Flip-Chip-Aufbaus (z. B. Variation der Leiterplattendicke oder Einführung von Kupferlagen als Diffusionsbarriere).

Ein Vergleich der Größe der delaminierten Fläche nach dem Kombinationstest aus 85/85-Lagerung und Vibration mit den Materialeigenschaften aus Kapitel 3 ergibt, dass sie mit Biegefestigkeiten und Biegedehnungen nach Lagerung im Pressure-Cooker korrelieren. Im Gegensatz zum zeitsparenden Kombinationstest besteht eine geringe Korrelation zu den gemessenen Zugscherfestigkeiten und den Diffusionskoeffizienten für 85/85-Lagerung. Die gemessenen Zugscherfestigkeiten in Kap. 3 nach 85/85-Lagerung spiegeln den Einfluss der Feuchtigkeit kaum wieder, da aufgrund der geringen Diffusionskoeffizienten wenig Feuchtigkeit in die Underfillerschicht zwischen den Zugscherlinealen diffundieren konnte. Als Folge ergibt sich eine geringe Korrelation der Zugscherfestigkeiten mit den Ergebnissen des Kombinationstests. Laut den Simulationen in Abschnitt 5.3.2 tritt nach 1000 h bei 85/85 ein erheblicher Anteil der Feuchtigkeit über die Leiterplatte in den Flip-Chip-Verbund ein, so dass die Diffusion entlang der Underfillerschicht weniger bedeutsam wird.

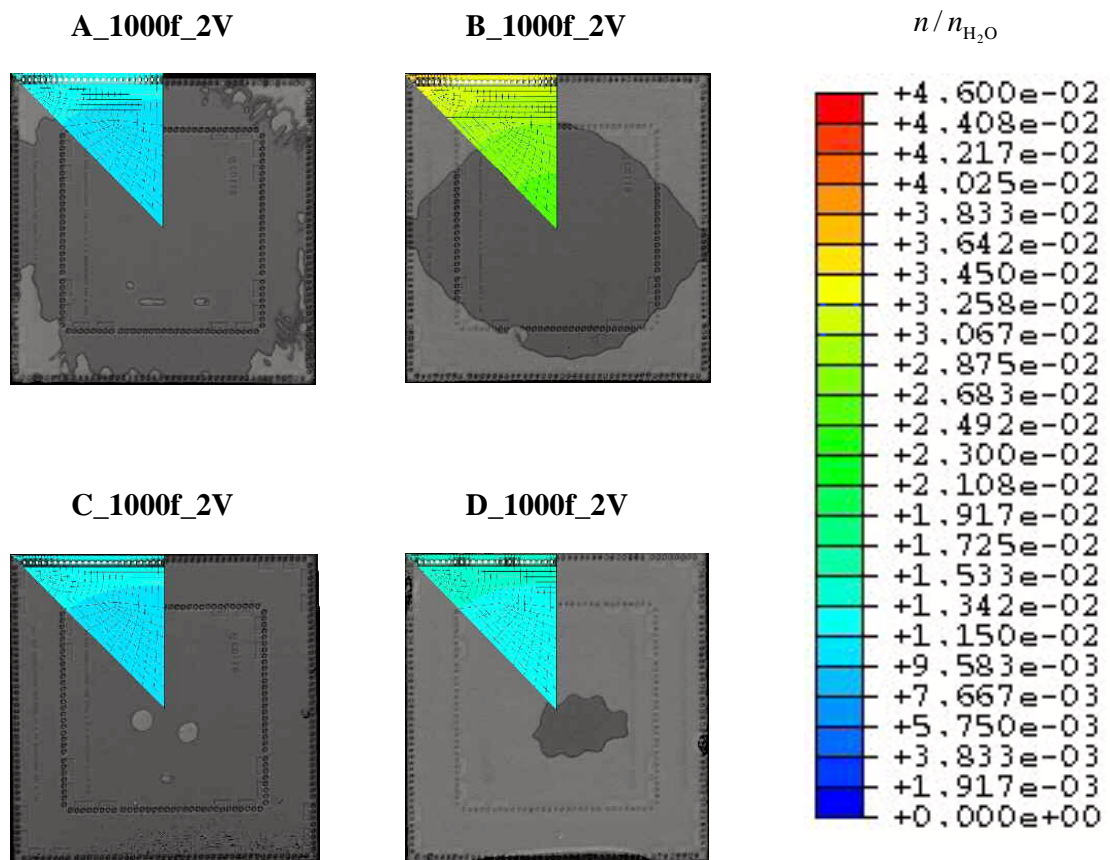


Abb. 7.7: SAM-Aufnahmen von Flip-Chips nach 1000 h 85/85-Lagerung und Vibrationstest mit berechneten Konzentrationsprofilen

7.4 Kombinationstest aus Lagerung in feuchter Atmosphäre und Temperaturwechseln

Um die Kombinationstests aus Feuchtigkeitslagerung und Vibration im Vergleich zu den reinen Standardtests (Feuchtigkeitslagerung, Temperaturwechsel) besser diskutieren zu können, wurden Kombinationstests aus Lagerung in feuchter Atmosphäre und Temperaturwechsel durchgeführt. Die mechanische Belastung durch Vibrationen wurde durch die thermomechanische Beanspruchung aus Temperaturwechseln ersetzt. Die Flip-Chip-Testvehikel wurden für 1000 h in 85 % relativer Luftfeuchte bei 85 °C bzw. 24 h im Pressure-Cooker gelagert. Nach der Lagerung wurden die Testleiterplatten elektrisch getestet und im Ultraschallmikroskop auf Delaminationen untersucht. Anschließend wurden die Flip-Chip-Aufbauten 500 Temperaturwechseln von -40 °C bis 125 °C ausgesetzt und wieder analysiert.

In Abb. 7.8 ist die relative Größe der delaminierten Flächen nach den Lagerungen in feuchter Atmosphäre und anschließenden Temperaturwechseln für Flip-Chips mit den vier Underfillmaterialien aufgetragen. Es bestätigt sich auch hier, dass die tausendstündige Lagerung bei 85 % r. F. und 85 °C durch eine Lagerung im Pressure-Cooker ersetzt werden kann, die 24 h dauert. Die zyklische thermomechanische Beanspruchung durch Temperaturwechsel führt zu einem weiteren Wachstum der Delaminationen. Dabei muss berücksichtigt werden, dass die Feuchtigkeit während der 500 Temperaturwechsel weiter diffundiert.

Für die Underfillmaterialien A, C und D korreliert das Ranking der Underfillmaterialien bezüglich delaminierter Fläche mit den Ergebnissen der Kombinationen aus Feuchtigkeitslagerung und Vibrationstest in den vorherigen Abschnitten. Flip-Chips mit Underfillmaterial C zeigten keine Delaminationen und Flip-Chips mit Underfillmaterial D die meisten Delaminationen.

Im Gegensatz dazu zeigen die Testvehikel mit Underfillmaterial B keine oder nur wenige Delami-

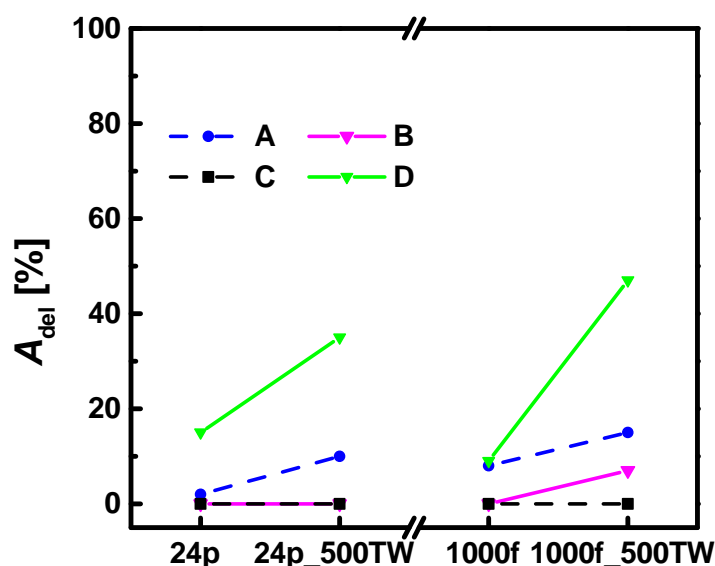


Abb. 7.8: Ergebnis des Kombinationstests: relative delaminierte Fläche von Flip-Chip-Aufbauten nach Lagerung in feuchter Atmosphäre und Temperaturwechseln

nationen nach den Temperaturwechseln. Dieses Resultat für Underfiller B korreliert nicht mit den Ergebnissen der Kombinationstests aus Lagerung in Feuchtigkeit und Vibration. Dort erfolgte eine deutlich schlechtere Bewertung im Vergleich zu den anderen Underfillmaterialien. Es muss demnach ein wesentlicher Unterschied zwischen den Belastungen durch Temperaturwechsel und Vibration bestehen.

In Abb. 7.9 sind typische ultraschallmikroskopische Aufnahmen der Flip-Chips mit den vier Underfillmaterialien nach Lagerung in feuchter Atmosphäre und 500 Temperaturwechseln dargestellt. Die Delaminationen bilden sich vorzugsweise in den Eckbereichen unmittelbar neben den Bumps und wachsen fingerförmig in Richtung Chipmitte.

Delaminationen und Brüche können an Inhomogenitäten, wie scharfen Kanten entstehen [150]. An der Grenzfläche zwischen Polyimid und Underfiller im Flip-Chip-Verbund existieren solche Kanten neben den Lotbumps. Weiterhin zeigen Simulationen aufgrund des höheren thermischen Schrumpfes von Underfiller und Lötstopplack im Vergleich zu Lot Schälspannungen in der Bumpumgebung an der Grenzfläche von Underfiller zu Chip [39]. Um die Bumps herum können Flußmittelkontaminationen die Grenzfläche zwischen Underfiller und PI schwächen. Damit kann das Entstehen der Delaminationen in unmittelbarer Umgebung der Bumps erklärt werden.

Das fingerförmige Wachstum der Delaminationen resultiert aus den Inhomogenitäten der Leiterplatte. In Abb. 7.10 sind mikroskopische Aufnahmen eines Querschliffes des Flip-Chip-Aufbaus A_1000f_500TW aus Abb. 7.9 dargestellt. Zwischen Polyimid und Underfiller ist eine helle Reflexion zu beobachten, die durch eine Delamination verursacht wird. Die Ablösung ist dort an der PI/Underfiller-Grenzfläche lokalisiert, wo keine Glasfasern unmittelbar an der Leiterplattenoberfläche verlaufen. Eine inhomogene Feuchtigkeitsverteilung und Haftfestigkeit als Ursache für die fingerförmigen Delaminationen kann ausgeschlossen werden, da die Finger in den Randregionen des Flip-Chips auftreten. In diesen Regionen erfolgt der Hauptanteil der Diffusion über homogene Materialien entlang der Chipebene. Demzufolge muss man die Ursache der Delaminationen während der Temperaturwechsel in den mechanischen Spannungen suchen. Aufgrund des höheren Ausdehnungskoeffizienten des FR4-Harzes im Vergleich zur Glasfaser werden höhere Zugspannungen in den Regionen induziert, wo weniger Glasfasern im FR4 verlaufen. Diese Spannungen reichen offensichtlich bis zur Grenzfläche zwischen Underfiller und PI und verursachen die Delaminationen.

Der Zugspannung an der Grenzfläche zwischen Underfiller und Polyimid wirkt die Quellung der Polymere durch Feuchtigkeitsaufnahme entgegen. Das Underfillmaterial B weist im Vergleich zu den Underfillmaterialien A, C und D eine sehr hohe Quellung auf. Aus der Literatur ist bekannt, dass die Quellung einen entscheidenden Einfluss in elektronischen Bauelementen hat [87, 88]. Einerseits muss die Quellung des Underfillmaterials negativ bewertet werden, da sie ein Maß für der Schwächung der Harzmatrix durch das Eindringen von Feuchtigkeit ist. Andererseits bedeutet Quellung eine Volumenzunahme. Es wird angenommen, dass die Grenzfläche der Flip-Chips mit Underfillmaterial B direkt nach der Lagerung in Feuchtigkeit weniger unter Zugspannung steht und deshalb keine Delaminationen auftreten. Somit muss der Flip-Chip zusätzlich mechanisch belastet werden, um die Schädigung der Grenzflächen zwischen Polyimid und Underfiller in Form von Delaminationen zu zeigen. Unterstützt wird die Annahme über den Einfluss der Quellung durch die Tatsache, dass die Underfiller bei 85/85-Lagerung weniger quellen als bei Lagerung im Pressure-Cooker und deshalb für die Flip-Chips B_1000f_500TW mehr Delaminationen beobachtet werden als für die Flip-Chips B_24p_500TW.

Die Ursache der Delaminationen nach thermischen Wechseln scheint demnach in Zugspannungen zu liegen, die aufgrund der unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten der Materialien

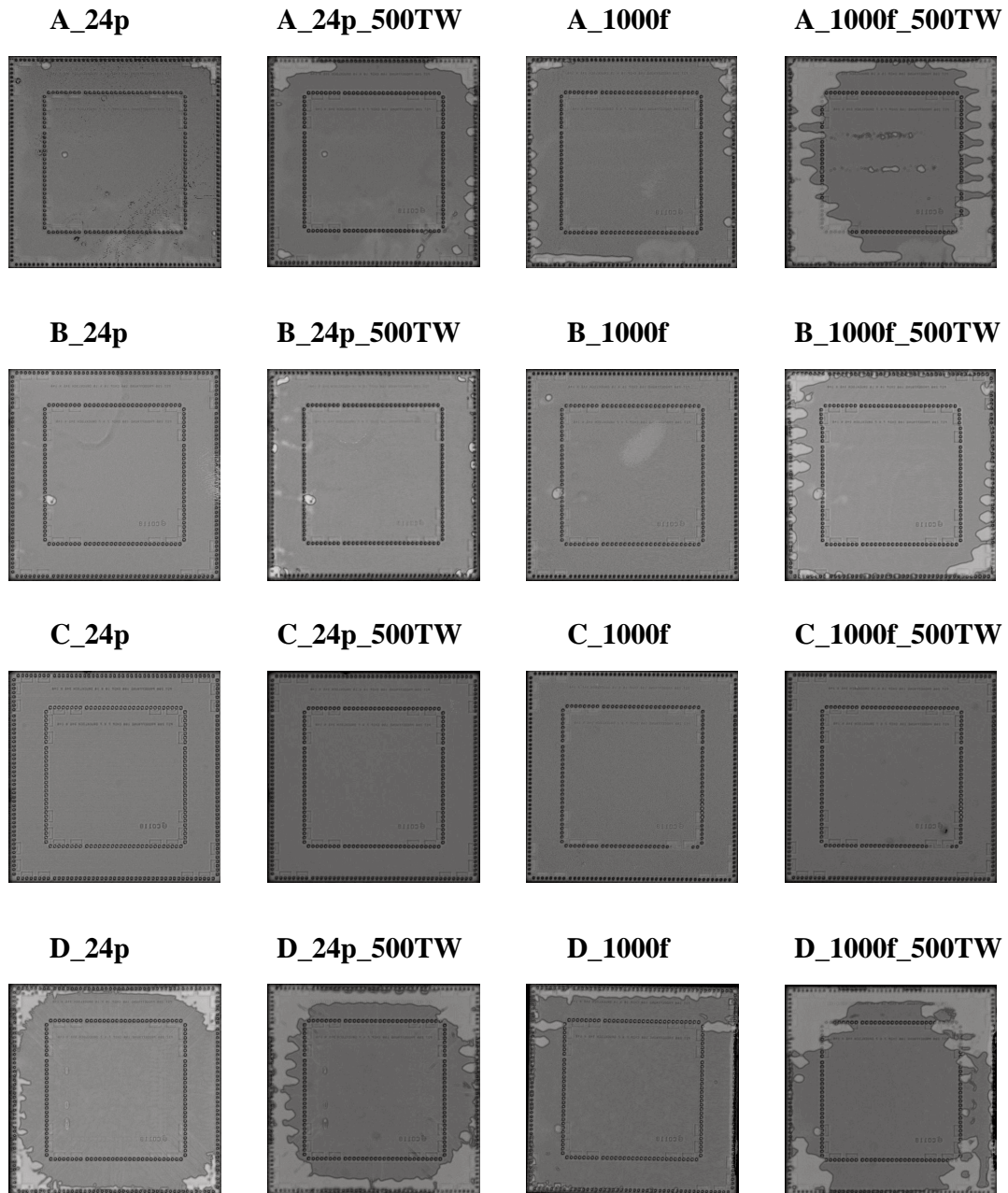


Abb. 7.9: Typische ultraschallmikroskopische Aufnahmen von Flip-Chip-Aufbauten nach Lagerung in feuchter Atmosphäre und Temperaturwechseln

7.4: KOMBINATIONSTEST AUS LAGERUNG IN FEUCHTER ATMOSPHERE UND TEMPERATURWECHSELN

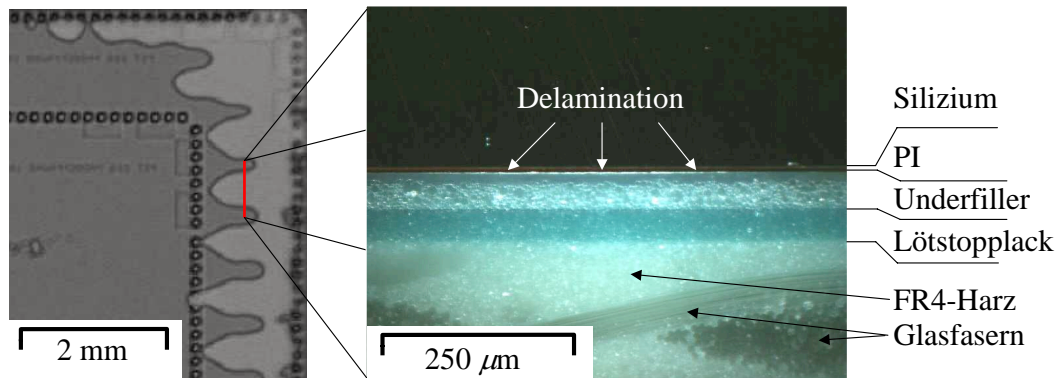


Abb. 7.10: Delamination des Unterfillers vom PI

im Flip-Chip-Aufbau entstehen. Diese zyklische Zugbeanspruchung existiert nicht im Vibrationstest. Dort dominieren Scherspannungen aufgrund der unterschiedlichen Dehnung von Chip und Leiterplatte entlang der xy -Ebene.

Nach der Lagerung in feuchter Atmosphäre und den anschließenden Temperaturwechseln wurden die Chips auf elektrische Funktionalität geprüft (siehe auch Anhang B.1). Die Widerstände der Bumps und der Daisy-Chain-Kette zeigten nach der 85/85-Lagerung keine messbare Veränderung. Elektrische Ausfälle konnten nicht nachgewiesen werden.

Nach der zusätzlichen zyklischen thermomechanischen Belastung wurden elektrische Ausfälle gemessen. Die Resultate sind in Tab. 7.4 dargestellt. Vergleicht man die elektrischen Ausfälle mit der Fläche der Delaminationen aus Abb. 7.8, dann beobachtet man für die Flip-Chips mit den Unterfillmaterialien B, C und D eine Korrelation zwischen der Größe der Delaminationen und den elektrischen Ausfällen. Es zeigt sich ein Trend, dass die Chips mit großen Delaminationen nach der Lagerung in feuchter Atmosphäre die häufigsten Ausfälle haben. Flip-Chips ohne Delaminationen zeigen keine elektrischen Ausfälle.

Flip-Chips mit dem thermomechanisch gut angepassten Unterfiller A zeigen trotz der größeren Delaminationen nach 1000f.500 TW's weniger Ausfälle.

In Abb. 7.11 sind die ultraschallmikroskopischen Aufnahmen eines Flip-Chips mit Unterfiller A und

Ranking	24 h Pressure-Cooker + 500 TW					1000 h 85/85 + 500 TW			
	Underfiller	A_{del} [%]	Chip-ausfälle [%]	4-Punkt-Ausfälle [%]		Underfiller	A_{del} [%]	Chip-ausfälle [%]	4-Punkt-Ausfälle [%]
1	C	0	0	2		C	0	0	0
2	B	1	50	19		A	15	25	28
3	A	10	80	63		B	8	88	75
4	D	35	100	87		D	47	100	95

Tab. 7.4: Ausfallstatistik der Flip-Chips nach Lagerung in feuchter Atmosphäre und Temperaturwechseln

B nach tausendstündiger Feuchtigkeitslagerung und 500 Temperaturwechseln mit den gemessenen 4-Punkt-Widerständen beschriftet. Während alle Bumps in den delaminierten Regionen des Flip-Chips B_1000f_500TW ausgefallen sind, beobachtet man für A_1000f_500TW Ausfälle nur in den Regionen, in denen komplett um den Bump herum Delaminationen auftreten. In der Literatur [74] wurde errechnet, dass Flip-Chips mit thermomechanisch angepassten Underfillern trotz Delaminationen

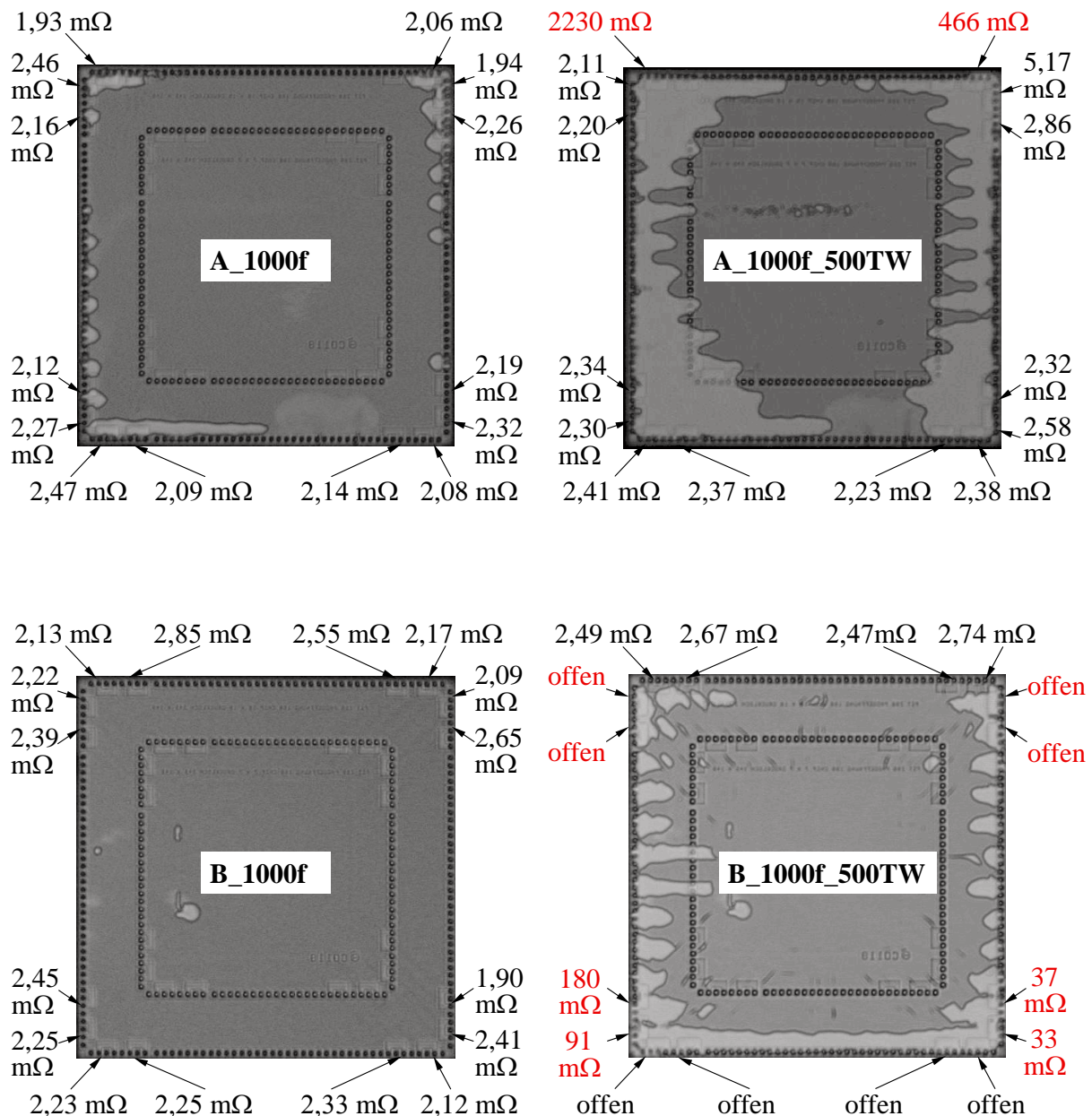


Abb. 7.11: Korrelation zwischen Delamination und Anstieg des 4-Punkt-Widerstandes

weniger Kriechdehnungen im Lot aufweisen als Flip-Chips mit unangepassten Underfillmaterialien. Aufgrund der auf das Lot angepassten thermomechanischen Eigenschaften des Underfillers A sind

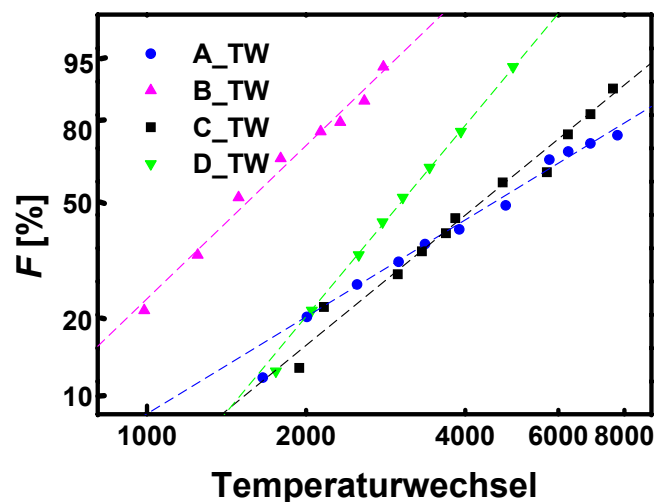
die Bumps und die Grenzfläche zwischen Underfiller und PI in der Nähe der Bumps besser gegen die Temperaturwechsel geschützt.

Es zeigt sich, je weniger die Underfillmaterialien thermomechanisch an das Lot angepasst sind, desto negativer ist der Einfluss von Delaminationen auf die Zuverlässigkeit der elektrischen Verbindung in thermischen Wechsell. Das Ergebnis der Kombinationstests aus Feuchtigkeitslagerung und Temperaturwechsel resultiert demnach aus der Summe von thermomechanischen Eigenschaften, der Materialfestigkeit und den Transporteigenschaften für Wasser im Underfiller.

7.5 Temperaturwechseltests

Das Standardtestverfahren für elektronische Aufbauten ist der Temperaturwechseltest. Elektronische Produkte können nur erfolgreich qualifiziert werden, wenn sie diesen Test mit den von den Anwendern geforderten Randbedingungen bestehen. Ein schnelleres Testverfahren von Underfillmaterialien muss diejenigen Underfiller selektieren, die dem Flip-Chip-Aufbau eine hohe Zuverlässigkeit im Temperaturwechseltest garantieren. Im Folgenden werden die Ergebnisse der Temperaturwechseltests von Flip-Chips mit den vier Underfillmaterialien vorgestellt. Damit können im Anschluss die Ergebnisse der Kombinationstests eingeordnet werden.

Abb. 7.12 enthält die Weibull-Ausfallstatistik (siehe Anhang A.1) der Flip-Chips in Temperaturwechseltests und die Regressionsgeraden bezüglich Gl. A.1. Es ist deutlich zu erkennen, dass die Flip-Chips der Serien B_TW und D_TW früher ausfallen und einen größeren Anstieg (Formparameter b)



Underfiller	A	B	C	D
Formparameter b	$2,1 \pm 0,09$	$3,32 \pm 0,16$	$2,82 \pm 0,06$	$4,1 \pm 0,05$
charakteristische Lebensdauer T_H	6700 ± 2400	2000 ± 700	5700 ± 1100	3700 ± 400

Abb. 7.12: Weibull-Ausfallstatistik von Flip-Chip-Serien mit Underfillmaterialien A, B, C und D nach Temperaturwechseln

haben als die Aufbauten mit den anderen Underfillmaterialien A und C. Die hohe Zuverlässigkeit von Flip-Chips mit Underfiller A kann im Einklang mit den in der Literatur veröffentlichten Resultaten auf die guten thermomechanischen Eigenschaften des Underfillers zurückgeführt werden. Da die Underfiller B, C und D vergleichbare thermomechanische Eigenschaften (E-Modul und Ausdehnungskoeffizient) haben, aber zu unterschiedlichen charakteristischen Lebensdauern und Formparametern in der Weibull-Statistik der geprüften Flip-Chip-Aufbauten führen, müssen neben den thermomechanischen Eigenschaften auch andere Materialeigenschaften die Zuverlässigkeit wesentlich beeinflussen. Für Flip-Chips mit Underfiller B lässt sich belegen, dass die Ausfälle durch Versagen des Underfillers beschleunigt wurden. In Abb. 7.13 sind die ultraschallmikroskopischen Aufnahmen eines solchen Flip-Chips mit den entsprechenden Vier-Punkt-Widerständen beschriftet. Ein deutlicher Widerstandsanstieg ist nur für jene Bumps zu verzeichnen, die großflächige Delaminationen in ihrer unmittelbaren Umgebung aufweisen.

In Abb. 7.14 sind ein Ausschnitt von einer ultraschallmikroskopischen Aufnahme eines Flip-Chips B_2060TW und REM-Aufnahmen des Querschliffes durch diesen Aufbau dargestellt. Die Delamination aus der ultraschallmikroskopischen Aufnahme ist in der REM-Aufnahme an der Grenzfläche zwischen Underfiller und Polyimid zu erkennen. Diese Grenzfläche erweist sich in allen in diesem Kapitel vorgestellten Zuverlässigkeitstests als die schwächste Stelle des Flip-Chip-Aufbaus. In der Vier-Punkt-Messung des dargestellten Bumps wurde ein Widerstand größer $100\text{ m}\Omega$ gemessen. Dieser hohe Widerstand korreliert laut REM-Aufnahme mit einem Riss durch das Lotgefüge des Bumps nahe der UBM des Chips. Laut den Erkenntnissen aus der Literatur (z. B. [12, 86]) ist in dieser Region die Ermüdung des Lotes am größten. Es ist daher anzunehmen, dass die Delaminationen des Underfillers B zu einer schnelleren Ermüdung des Lotes und folglich zu einer geringeren Zuverlässigkeit

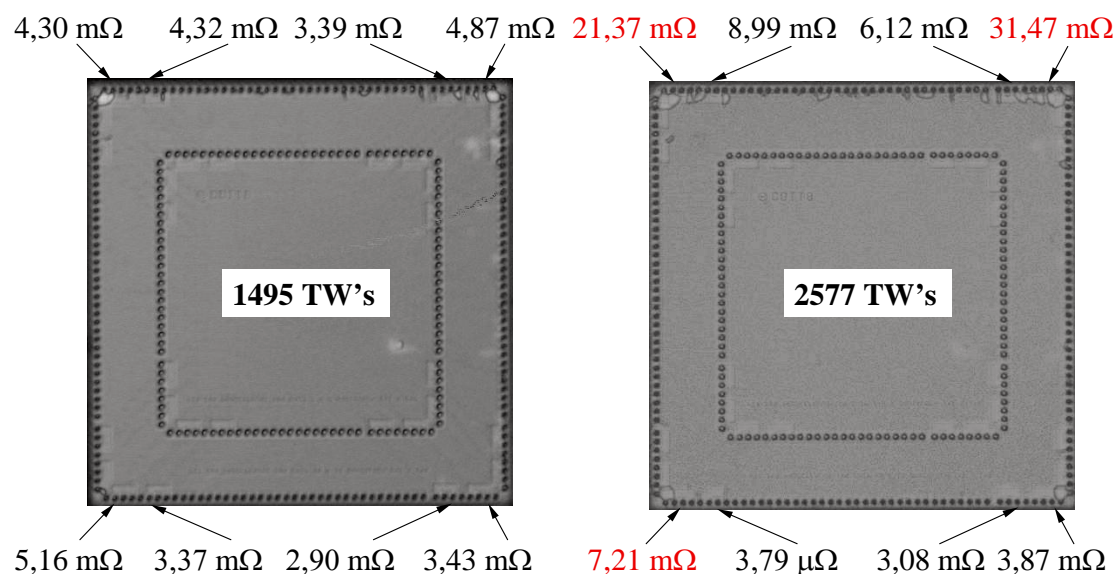


Abb. 7.13: Ultraschallmikroskopische Aufnahmen eines Flip-Chips: B_1495TW und B_2577TW. Der jeweils 2. und 6. Bump ist mit den Widerstandswerten aus der Vier-Punkt-Messung beschriftet.

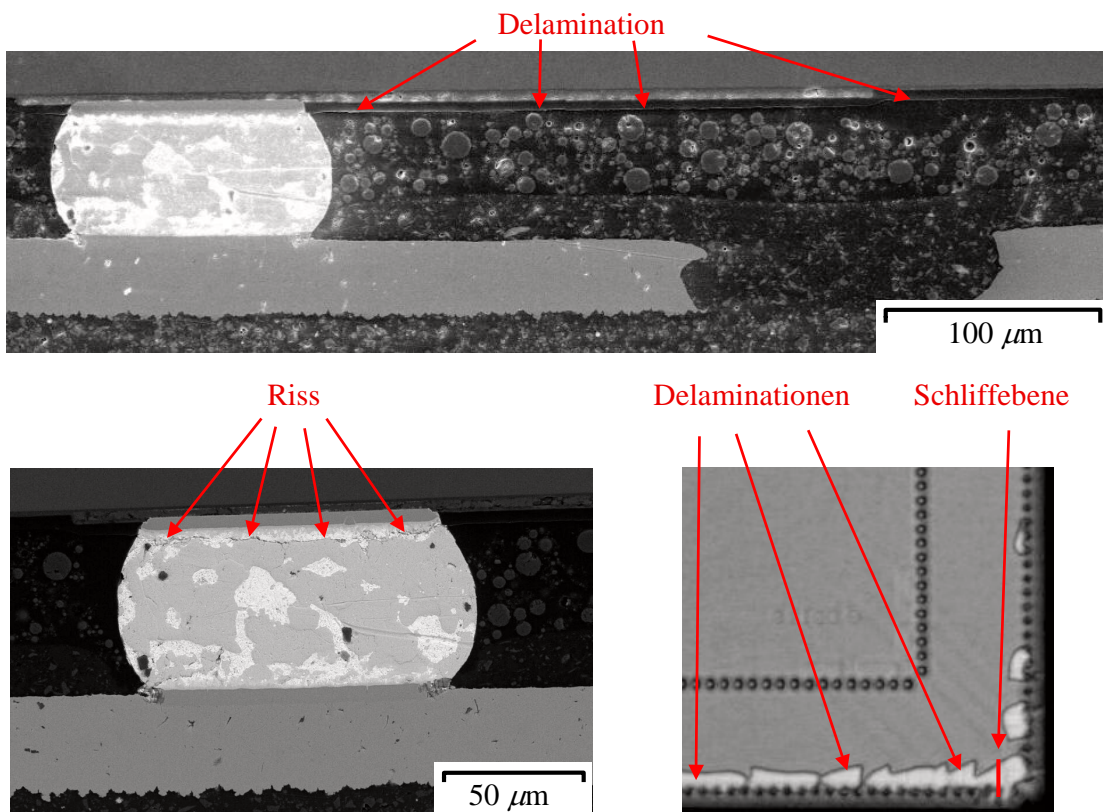


Abb. 7.14: Ausfall eines Bumps eines Flip-Chips B_2060TW

der Flip-Chips führen.

Für Flip-Chips mit Underfiller D wurden Ausfallbilder analog zu den Aufbauten mit Material B beobachtet. Die Abb. 7.15 dokumentiert anhand von ultraschallmikroskopischen Aufnahmen eines Flip-Chips nach 2591 und 3924 TW's, dass die gemessenen Vier-Punkt-Widerstände in den delaminieren Regionen des Underfillers besonders schnell ansteigen. Abb. 7.16 zeigt die Ausfallbilder eines Flip-Chips, der nach 3924 TW's ausgefallen ist. Der dargestellte Bump ist im Lot gerissen und in seiner Umgebung treten großflächige Delaminationen auf. Neben den Delaminationen wurden auch verstärkt Risse im Underfiller registriert, die in der Nähe der Leiterbahnen und der Bumps entstehen. Für Flip-Chips mit Underfiller D konnte ebenfalls eine Korrelation der Ausfälle mit den Versagensmechanismen im Underfiller (Delaminationen und Risse in Bumpnähe) festgestellt werden.

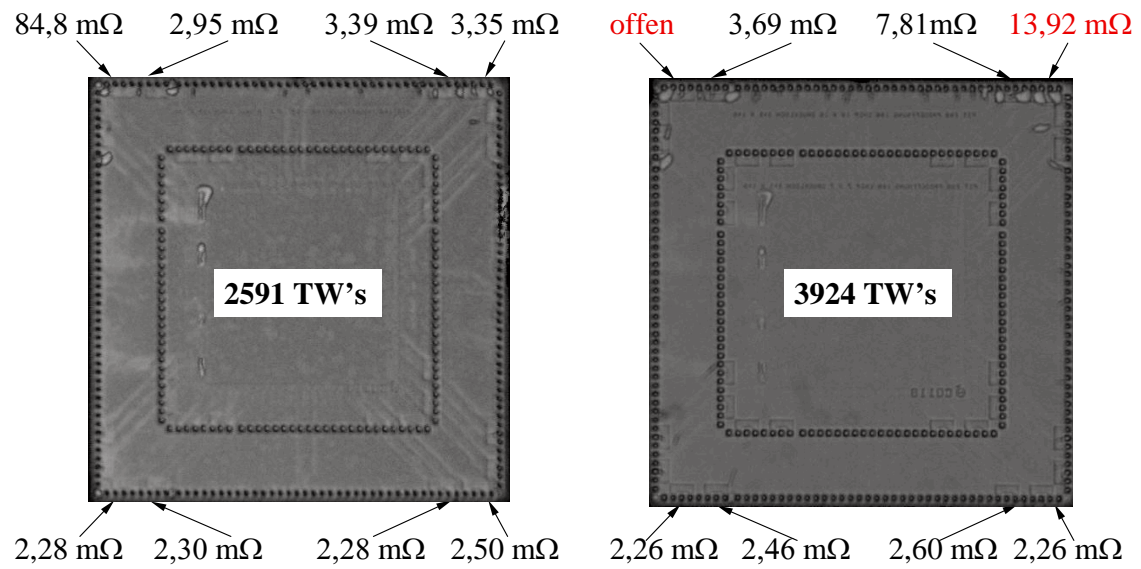


Abb. 7.15: Ultraschallmikroskopische Aufnahmen eines Flip-Chips: D_2591TW und D_3924TW. Der jeweils 2. und 6. Bump ist mit den Widerstandswerten aus der Vier-Punkt-Messung beschriftet.

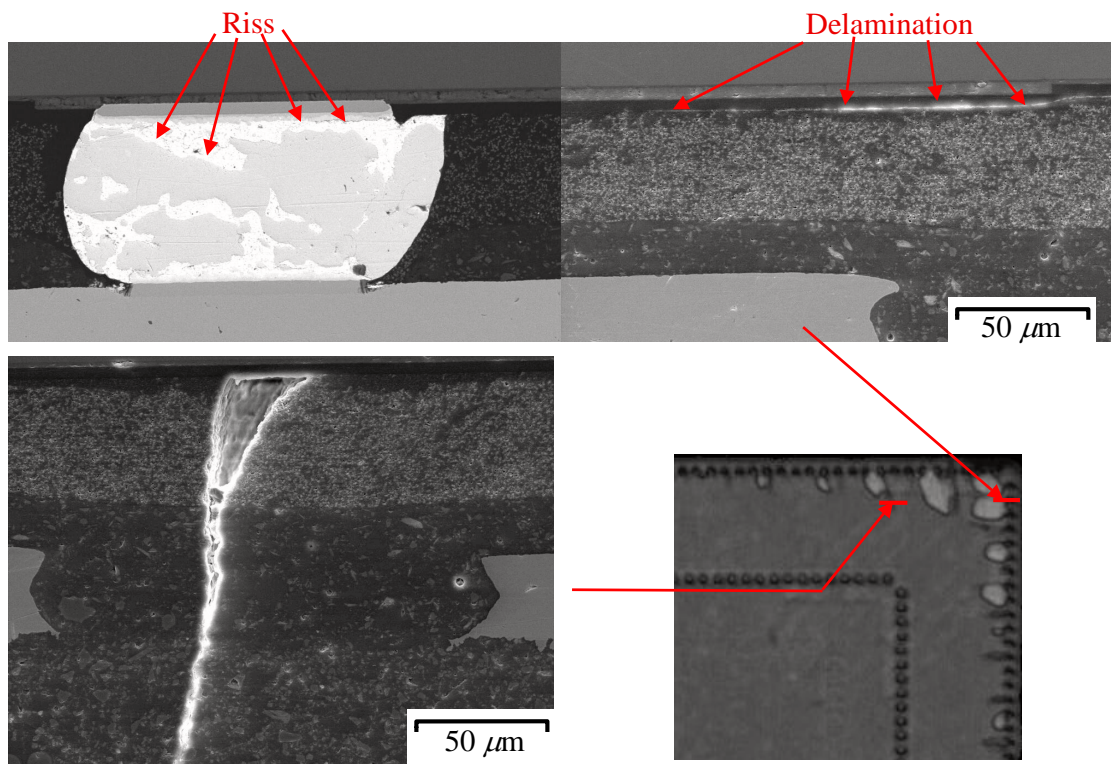


Abb. 7.16: Ausfallbilder eines Flip-Chips D_3924TW

Die Ausfallmechanismen der Flip-Chips mit Underfiller C weichen von den Ausfallmechanismen der Testaufbauten mit den Materialien B und D ab. Die Ausfälle bis 3000 TW's der Flip-Chips mit Underfiller C sind Frühausfälle und auf Vergussfehler, z. B. Lunker, zurückzuführen (Abb. 7.17 a)). Spätere Ausfälle zeigen nur Anzeichen von Lotermüdung (Abb. 7.17 b)). Ab 7000 TW's werden verstärkt Risse im Underfiller und einige Delaminationen des Underfillers von der Chippassivierung beobachtet, die jedoch nicht mit den Ausfällen korrelieren. In Abb. 7.18 sind typische Ultraschallaufnahmen mit den Vier-Punkt-Widerständen beschriftet und der Querschliff durch einen Riss im Underfiller dargestellt. Die Fehlerbilder im Underfiller treten so spät auf, dass sie keinen signifikanten Einfluss auf die Ausfälle der Flip-Chips haben.

Keine Delaminationen werden für die Flip-Chips beobachtet, die mit Underfiller A vergossen wurden. Aufgrund der auf das Lot angepassten thermomechanischen Eigenschaften des Underfillers treten nur geringe Zugspannungen an der Grenzfläche zwischen Underfiller und PI auf. Das Risiko einer Delamination ist gering. Frühzeitige Ausfälle bis 4000 Temperaturwechsel waren hier auf prozessbedingte Fehlstellen im Underfiller, wie z. B. Lunker, zurückzuführen (siehe z. B. Abb. 7.19 a)). Spätere Ausfälle zeigen die typischen Merkmale von Lotermüdung (siehe z. B. Abb. 7.19 b)). Der Riss verläuft im Lot nahe der UBM des Chips, wo laut Literaturangaben (z. B. [54, 59, 86]) die höchsten Kriechdehnungen und die höchste Lotermüdung auftreten.

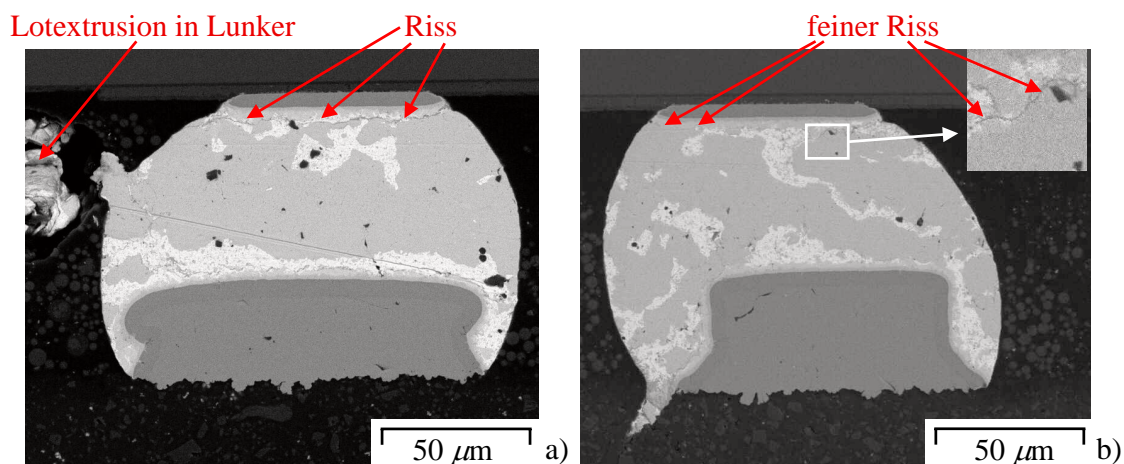


Abb. 7.17: Ausfallmechanismen von Flip-Chips B-TW:
a) Frühausfall nach 2435 TW's
b) gealterter Flip-Chip-Bump mit 9 mΩ nach 7705 TW's

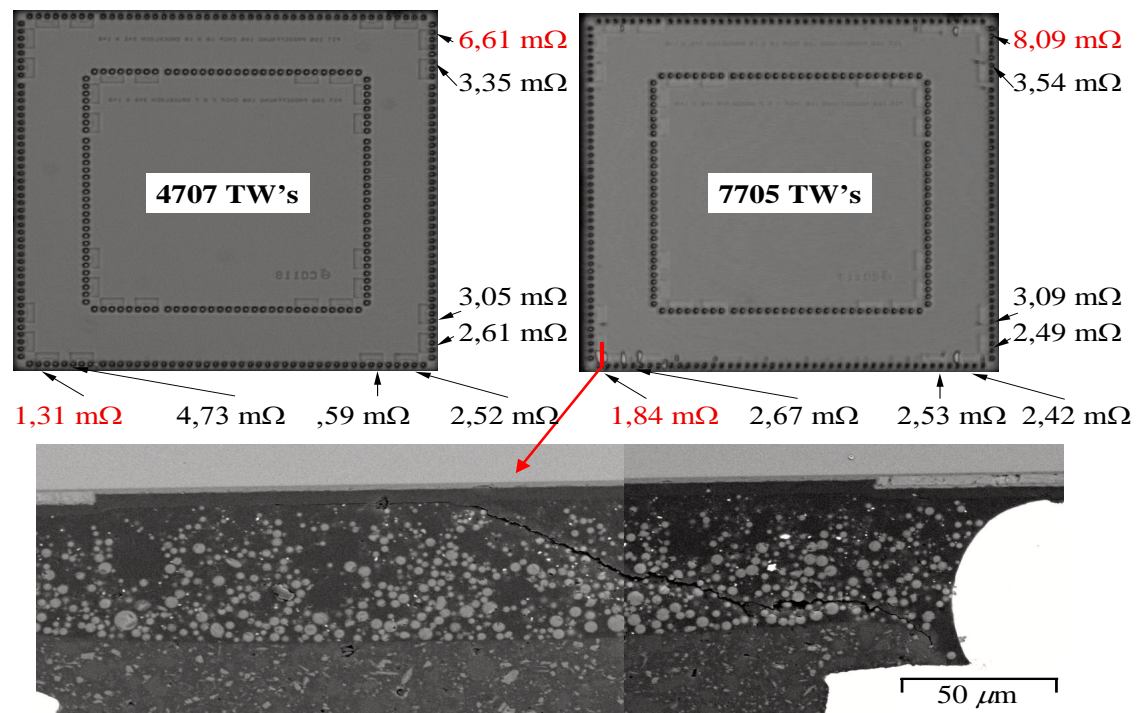


Abb. 7.18: Ausfallbilder eines Flip-Chips B_TW

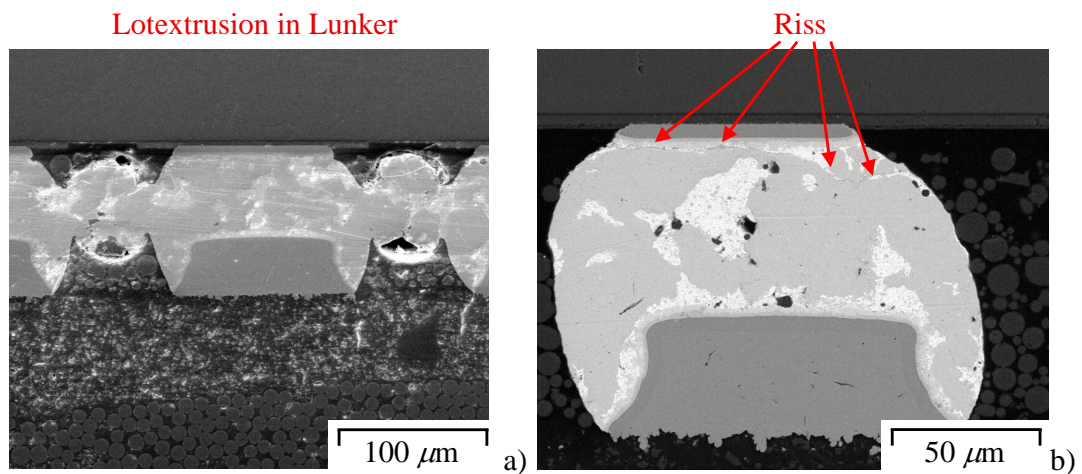


Abb. 7.19: Ausfallbilder von Flip-Chips A_TW:

- a) Frühausfall nach 2992 TW's
- b) Alterungsausfall nach 5700 TW's

Die Resultate der in Temperaturwechseltest geprüften Flip-Chips zeigen im Einklang mit den in der Literatur veröffentlichten Resultaten [33], dass

1. die Verarbeitung des Underfillers (z. B. Lunkerfreiheit),
2. die thermomechanischen Eigenschaften (Underfiller A ist besser auf das Lot angepasst als B, C und D.) und
3. die Haft- und Rissfestigkeit der Underfillmaterialien (Underfiller C hat im Vergleich zu A, B, D eine hervorragende Haftfestigkeit)

die Zuverlässigkeit im Temperaturwechseltest beeinflussen. Die Flip-Chips mit den Underfillern B und D zeigen frühzeitig Delaminationen und Risse, wodurch sich die Zuverlässigkeit der Flip-Chip-Aufbauten erheblich reduziert. Delaminationen und Risse in der Nähe von Bumps schwächen den Verbund und beschleunigen die Lotermüdung [74, 68]. Flip-Chips mit Underfiller C zeigen spät Fehlerbilder im Underfiller, so dass diese die Zuverlässigkeit der Flip-Chips nicht mehr beeinflussen. Die Adhäsion und Kohäsion des Underfillers ist hoch genug, um den thermisch induzierten Zugspannungen in der Umgebung der Bumps standzuhalten. Underfiller A ist gut an die mechanischen Eigenschaften des Lotes angepasst und wird deshalb deutlich weniger auf Zug beansprucht.

7.6 Gegenüberstellung der Testmethoden

Um die Zusammenhänge zwischen den in den letzten Abschnitten diskutierten Ausfallmechanismen zu verdeutlichen, wurde eine lineare Korrelationsanalyse durchgeführt.

Es wurden Regressionsgeraden für die einzelnen Testergebnisse untereinander gebildet, z. B. die Größe der delaminierten Fläche als Funktion der Anzahl der elektrischen Ausfälle nach 1000f_500TW, und der empirische Korrelationskoeffizient r berechnet [141]:

$$r = \frac{\sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})(y_i - \bar{y})}{\sqrt{\sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2 \sum_{i=1}^n (y_i - \bar{y})^2}} \quad \text{für } \alpha \text{ aus } \frac{r\sqrt{n-2}}{\sqrt{1-r^2}} = t_{\alpha, n-2}, \quad (7.2)$$

wobei

x_i	das 1. Testergebnis der Flip-Chips mit Underfiller i ,
y_i	das 2. Testergebnis der Flip-Chips mit Underfiller i ,
r	den Korrelationskoeffizient,
n	die Anzahl der Underfiller,
i	den Underfillerindex (A, B, C, D),
$t_{\alpha, n-2}$	das Quantil der Student'schen Verteilung und
α	die Irrtumswahrscheinlichkeit der linearen Hypothese bezeichnen.

Es gilt:

- Für $r < 0$ liegt eine negative Korrelation vor, d. h. je größer x ist, desto kleiner ist y .
- Für $r = 0$ liegt keine lineare Korrelation vor.
- Für $r > 0$ liegt eine positive Korrelation vor, d. h. je größer x ist, desto größer ist y .
- Für $|r| = 1$ wird ein idealer linearer Zusammenhang beschrieben.

Je größer $|r|$ ist, desto wahrscheinlicher wird eine lineare Korrelation zwischen x und y . Die Korrelation der Ergebnisse der Zuverlässigkeitstests untereinander gibt Aufschluss darüber, inwieweit die Tests miteinander ersetzbar sind. Physikalisch betrachtet resultiert die Korrelation einzelner Zuverlässigkeitstests aber aus der Korrelation der Tests zu den gleichen Eigenschaften.

In der folgenden Diskussion bedeuten Werte für $|r|$ von 0,7 bis 1,0 mittlere bis starke Korrelationen. Da die Methode auf der Annahme eines linearen Zusammenhangs beruht, können nichtlineare Zusammenhänge nicht ausreichend diskutiert werden. Aufgrund der geringen Anzahl an verwendeten Underfillmaterialien besteht eine geringe statistische Sicherheit. Dennoch kann sie in diesem Fall angewendet werden, da gute Kenntnisse über die Ursachen der Ausfälle und deren Wechselwirkungen zu den Eigenschaften gewonnen werden konnten. Somit können statistische Fehlinterpretationen ausgeschlossen und bekanntes Wissen quantitativ belegt werden.

Tab. 7.5 enthält die Korrelationsmatrix der einzelnen Tests untereinander. Die Kombinationstests, die eine Vorkonditionierung in feuchter Atmosphäre beinhalten und die Fläche der Delaminationen bewerten, korrelieren miteinander. Das gilt insbesondere für die Kombinationstests aus Lagerung in

feuchter Atmosphäre und Vibration 36p_2V und 1000f_2V. Sie beurteilen das Underfillmaterial in Bezug auf seine Adhäsion in feuchter Atmosphäre.

Die Temperaturwechseltests beurteilen die Underfiller bezüglich ihrer thermomechanischen Eigenschaften und ihrer Adhäsion in trockener Atmosphäre. Deshalb korrelieren die Resultate nicht oder wenig mit den Kombinationstests. Ein Bindeglied stellt der Kombinationstest 1000f_500TW bezüglich der elektrischen Ausfälle dar, der sowohl mit dem Temperaturwechseltest als auch mit den Kombinationstests 36p_2V und 1000f_2V korreliert, da hier die Haftfestigkeit in feuchter Atmosphäre und auch die thermomechanischen Eigenschaften getestet werden.

r (Testergebnisse, Testergebnisse)	36p_2V [A _{del}]	24p_500 TW [A _{del}]	24p_500 TW [el. Ausfälle]	24p [A _{del}]	1000f_2V [A _{del}]	1000f_500 TW [A _{del}]	1000f_500 TW [el. Ausfälle]	1000f [A _{del}]
36p_2V [A _{del}]	1,0							
24p_500TW [A _{del}]	0,7	1,0						
24p_500 TW [el. Ausfälle]	0,8	1,0	1,0					
24p [A _{del}]	0,8	0,7	0,8	1,0				
1000f_2V [A _{del}]	0,9	0,6	0,8	0,9	1,0			
1000f_500TW [A _{del}]	0,9	0,9	1,0	0,7	0,8	1,0		
1000f_500 TW [el. Ausfälle]	0,9	0,4	0,6	0,7	0,9	0,7	1,0	
1000f [A _{del}]	0,8	0,9	1,0	0,9	0,8	0,9	0,6	1,0
TW's [charakteristische Lebensdauer]	-0,5	0,3	0,1	-0,2	-0,5	0,0	-0,8	0,0

Irrtumswahrscheinlichkeit:

$$5 \% \geq \alpha \geq 0 \%$$

$$10 \% \geq \alpha > 5 \%$$

$$15 \% \geq \alpha > 10 \%$$

Tab. 7.5: Korrelationsmatrix $r(\text{Testergebnis}, \text{Testergebnis})$ zwischen den durchgeführten Zuverlässigkeitstests

7.7 Schlussfolgerungen

Ein zeitsparender Kombinationstest bestehend aus einer Lagerung im Pressure-Cooker und einem anschließenden Vibrationstest kann als Alternative zu konventionellen Testprogrammen mit 85/85-

Lagerung und Temperaturwechseltests von $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ bis $125\text{ }^{\circ}\text{C}$ zur Selektion von Underfillmaterialien auf Epoxidharzbasis eingesetzt werden. Dabei konzentriert sich die Bewertung der Underfillmaterialien auf die Adhäsion des Underfillers an der Chippassivierung.

Die Lagerzeiten im Pressure-Cooker-Gerät sowie die Form und Stärke der mechanischen Beanspruchung sind abhängig vom Design des gewählten Flip-Chip-Testaufbaus und den Zuverlässigkeitskriterien für den realen Einsatz. Für die Umsetzung eines geeigneten Schnelltests sollte deshalb beachtet werden, dass

- sich nach der hochbeschleunigten Medien-Lagerung zu den Zuverlässigkeitsforderungen äquivalente Feuchtigkeitskonzentrationen im Flip-Chip-Verbund einstellen, und
- die mechanische Verformung des Flip-Chip-Verbundes der Verformung aus den Zuverlässigkeitsforderungen entspricht.

Die Lagerung im Pressure-Cooker unterscheidet sich von der Lagerung bei 85 % r. F. und $85\text{ }^{\circ}\text{C}$ durch die höhere Temperatur, den höheren Dampfdruck und eine mit Feuchtigkeit gesättigte Atmosphäre. Aufgrund der höheren Temperatur wird die Diffusion der Feuchtigkeit beschleunigt, wodurch die Lagerzeiten im Pressure-Cooker auf ein bis zwei Tage verkürzt werden können. Der höhere Dampfdruck und die höhere Temperatur führen zu einer 1,5 - 2fachen Sättigungskonzentration in den untersuchten Underfillmaterialien, weshalb sich im Randbereich des Flip-Chip-Aufbaus höhere Feuchtigkeitskonzentrationen im Vergleich zur 85/85-Lagerung einstellen. Underfiller, deren Grenzfläche zur Chippassivierung durch Feuchtigkeit großflächig bis in die mittleren Regionen des Flip-Chip-Aufbaus geschwächt wird, zeigen auch nach der 85/85-Lagerung geringe Adhäsion. Somit ist der Einsatz des Pressure-Cookers als Alternative zur 85/85-Lagerung gerechtfertigt. Für eine Abschätzung der Lagerzeit eignet sich eine Finite-Elemente-Simulation der Volumendiffusion von Wasser, die auf Fickschen Gesetzen und der Annahme einer irreversiblen Bindungsreaktion 1. Ordnung beruht. Mit diesem einfachen Modell konnte eine Korrelation zwischen berechneten Feuchtigkeitskonzentrationen und delaminierter Fläche in den Flip-Chip-Aufbauten festgestellt werden, die mit 85/85-Lagerung und auch mit Lagerung im Pressure-Cooker konditioniert wurden.

Der Vibrationstest unterscheidet sich hauptsächlich von Temperaturwechseltests durch die Durchführung bei einer konstanten Temperatur von $25\text{ }^{\circ}\text{C}$ und die hohen Testfrequenzen. Die viskosen Materialreaktionen im Underfiller auf die mechanische Beanspruchung sind geringfügig und es tritt Hochlastspielzahlermüdung mit einer Abhängigkeit von den Spannungen auf. Aufgrund der äußerlich äquivalenten Biegung des Flip-Chip-Verbundes werden von Leiterplatte und Chip Scher- und Zugspannungen analog zu Temperaturwechseltests an der Grenzfläche zwischen Underfiller und Chip induziert. Deshalb wird die Grenzfläche zwischen Underfiller und Chippassivierung beansprucht und die Adhäsion kann beurteilt werden.

Der Vibrationstest ist jedoch nicht geeignet, um den Einfluss der thermomechanischen Eigenschaften des Underfillers auf die mechanische Belastung der Grenzflächen und der angrenzenden Materialien zu prüfen. Je weniger die Underfillmaterialien thermomechanisch an das Lot angepasst sind, desto negativer ist der Einfluss von Delaminationen auf die Zuverlässigkeit der elektrischen Verbindung in thermischen Wechsell. Gut thermomechanisch angepasste Underfiller mit geringerer Haftfestigkeit werden im zeitsparenden Kombinationstest aussortiert, obwohl sie sich für den Einsatz unter weniger harten Umweltbedingungen eignen würden, beispielsweise für die Verbraucherelektronik.

Der zeitsparende Kombinationstest aus Medienlagerung und Vibrationstest bewertet die Underfillmaterialien im Bezug auf ihre Haftfestigkeit.

Aufgrund der niedrigen und konstanten Testtemperatur beim Vibrationstest kann davon ausgegangen werden, dass die Diffusionsprozesse nur sehr langsam ablaufen und deshalb die beobachteten Schädigungen mit der Vorkonditionierung korrelieren. Der vorgestellte zeitsparende Kombinationstest aus Lagerung in feuchter Atmosphäre und Vibration ist nicht nur für die Evaluierung von Underfillmaterialien, sondern auch für die quantitative Analyse der Adhäsion in Abhängigkeit von der aufgenommenen Feuchtigkeit geeignet. Mit der Variation des Designs des Flip-Chip-Aufbaus, der Lagerbedingungen in Feuchtigkeit (Konzentration und Temperatur) und der Härte des Vibrationstest könnten systematisch die Einflussfaktoren auf die Haftfestigkeit von Underfillmaterialien untersucht und ein quantitatives Modell erstellt werden. Damit bietet der zeitsparende Kombinationstest eine neue experimentelle Technik für zukünftige Untersuchungen in Forschung und Entwicklung.

A. Mathematischer Anhang

A.1 Weibull-Statistik

Die Wahrscheinlichkeitsverteilung der Ausfälle lässt sich in vielen Fällen mit der Weibull-Statistik beschreiben, deren wichtigste Funktionen in Tab. A.1 zusammengefasst sind. Sie wurde in Abschnitt 7.5 wie in der Literatur üblich (z. B. [39, 86]) zur Beschreibung der Ausfallstatistik nach Temperaturwechseltests verwendet. Die charakteristische Lebensdauer ist eine direkte Kenngröße für die Zuverlässigkeit. Eine Interpretation der Ausfallstatistik kann anhand des Formparameters erfolgen:

- $b < 1$ In diesem Fall sinkt die Ausfallrate mit zunehmender Zeit und es wird von so genannten Frühausfällen gesprochen, die oft auf Konstruktions- oder Materialfehler und geringe Prozesssicherheit zurückzuführen sind.
- $b = 1$ Liegt eine konstante Ausfallrate vor, dann handelt es sich um statistische Ausfälle. Diese stehen nicht im Zusammenhang mit der Vorgeschichte des Erzeugnisses sondern sind externen Ursachen, wie Fehlbedienung, Wartungsfehler oder unvorhergesehenen Umweltveränderungen zuzuschreiben.
- $b > 1$ Alterungs- oder Verschleißausfälle sind durch eine mit der Zeit zunehmende Ausfallrate charakterisiert. Ursache sind irreversible physikalische und chemische Prozesse (DIN 50035), die unter Einsatzbedingungen im Bauteil ablaufen und es nachhaltig und kontinuierlich schädigen. Die Akkumulation dieser Schäden führt letztendlich zum Ausfall.

Aus den Definitionen für Ausfallrate und Ausfallwahrscheinlichkeitsfunktion in Tab. A.1 folgt

$$\begin{aligned} F(t) &= 1 - e^{-\int_0^t \lambda(t') dt'} \\ \frac{1}{1-F} &= e^{\int_0^t \lambda(t') dt'} \\ \ln\left(\frac{1}{1-F}\right) &= \int_0^t \lambda(t') dt' = \left(\frac{t}{T_H}\right)^b \\ \ln\left(\ln\left(\frac{1}{1-F}\right)\right) &= b \ln(t) - b \ln(T_H). \end{aligned} \tag{A.1}$$

Grafisch wird die Gl. A.1 in einem Weibull-Diagramm dargestellt, in dem die Abszisse einfach logarithmisch und die Ordinate zweifach logarithmisch skaliert ist und die linke Seite über dem Logarithmus des Zeitmaßes aufgetragen wird.

Da die Raten von Transportvorgängen wie z. B. von Diffusion, Sintering und von Elektromigration, chemischen Reaktionen oder von strukturellen Materialveränderungen wie Kriechen oder Rissausbreitung eine potentielle oder exponentielle Abhängigkeit von der Zeit besitzen, können sie durch einfaches Logarithmieren linearisiert werden. Solchen Alterungsmechanismen kann ein Formparameter b zugeordnet werden, d. h. Ausfallstatistiken mit einem dominierenden Ausfallmechanismus ergeben im Weibull-Diagramm eine Gerade mit einem konstanten Anstieg b . Sind mehrere Ausfallmechanismen am Versagen beteiligt, dann variiert der Anstieg.

Welche Ausfallmechanismen vorliegen, müssen analytische und theoretische Betrachtungen klären.

Bezeichnung	Funktion	Definition
Ausfall-Wahrscheinlichkeitsfunktion	$F(t) = 1 - e^{-\left(\frac{t}{T_H}\right)^b}$	$F(f)$ ist der Ausfallanteil des Anfangsbestandes ab Beanspruchungsbeginn bis zur Zeit t .
Zuverlässigkeitsfunktion	$R(t) = 1 - F(t)$	$R(t)$ ist der funktionsfähige Anteil des Anfangsbestandes ab Beanspruchungsbeginn bis zur Zeit t .
Ausfalldichtefunktion	$f(t) = \frac{\partial}{\partial t} F(t) = \frac{b}{T_H} \cdot \left(\frac{t}{T_H}\right)^{b-1} \cdot e^{-\left(\frac{t}{T_H}\right)^b}$	$f(t)dt$ ist der Anteil des Anfangsbestandes, der im folgenden Zeitintervall dt ausfällt.
Ausfallrate	$\lambda(t) = \frac{f(t)}{R(t)} = \frac{b}{T_H} \cdot \left(\frac{t}{T_H}\right)^{b-1}$	$\lambda(t)dt$ ist der Anteil des funktionsfähigen Bestandes, der im folgenden Zeitintervall dt ausfällt.

wobei

t die Zeit,
 b der Formparameter und
 T_H die charakteristische Lebensdauer ist.

Tab. A.1: Funktionen der Weibull-Statistik [151]

B. Analysemethoden

B.1 Ultraschall- und Infrarot-Mikroskopie

Mit Ultraschallmikroskopie (Scanning Acoustic Microscopy- SAM) können Defekte im Underfillmaterial zerstörungsfrei analysiert werden [25].

Ein Ultraschallkopf bewegt sich rasterförmig über die Rückseite des Flip-Chips und koppelt Ultraschallwellen geringer lateraler Ausdehnung ein. Die Amplitude der reflektierten Welle wird zeitlich aufgelöst und aufgezeichnet. Je tiefer im Aufbau die Reflexion erfolgt, und je geringer die Schallgeschwindigkeit im durchstrahlten Medium ist, desto später wird ein Anstieg der Amplitude detektiert. Ein Zeitfenster im empfangenen Signal enthält demzufolge Informationen aus einer definierten Tiefe im Flip-Chip-Aufbau. Die Helligkeit eines Punktes in einer ultraschallmikroskopischen Aufnahme ist proportional zur Intensität der empfangenen Welle in einem definierten Zeitfenster.

Abb. B.1 enthält eine Aufnahme, deren Informationen aus dem Bereich der Grenzfläche zwischen Underfiller und Polyimid stammen. Besonders starke Reflexionen treten an Grenzflächen auf, wenn die angrenzenden Medien hohe Unterschiede in der akustischen Impedanz (Produkt aus Schallgeschwindigkeit und Dichte) aufweisen. Deshalb sind Lunker und Delaminationen mit komplett gelösten Oberflächen als helle Bereiche zu erkennen. Bereiche, in denen die Ultraschallwellen gestreut werden, wie Risse oder Delaminationen mit anliegenden Oberflächen, erscheinen dunkel.

Da die verwendeten Flip-Chips und Leiterplatten nur in den Randbereichen metallisiert waren, konnte Durchstrahlungsinfrarotmikroskopie (IR-Mikroskopie) eingesetzt werden, um die Qualität des Underfillers im Flip-Chip-Aufbau zu kontrollieren. Die Infrarotlichtquelle durchstrahlt den Flip-Chip von der Leiterplattenseite und die über dem Flip-Chip positionierte Kamera wird auf die Metallisierung des Chips fokussiert. Damit erhält man ein scharfes Bild von der Ebene in der die PI/Underfiller-Grenzfläche liegt.

In Abb. B.2 sind eine solche infrarotmikroskopische Aufnahme eines Flip-Chip-Ausschnitts und eine ultraschallmikroskopische Aufnahme des selben Testaufbaus dargestellt. In der infrarotmikroskopischen Aufnahme sind die Delaminationen des Underfillers als Newtonsche Ringe zu erkennen. Wenn sich der Underfiller von einer glatten Grenzfläche ablöst, dann entstehen zwei neue Oberflächen, an denen das Infrarot-Licht mehrfach reflektiert wird und interferiert. Der Spalt zwischen den Oberflächen nimmt mit dem Abstand zur Risspitze (Grenze der Delamination) zu, was zu periodischen Gangunterschieden zwischen den reflektierenden Strahlenbündeln führt. In der IR-mikroskopischen Aufnahme ist dies durch Interferenzmuster, den Newtonschen Ringen, zu erkennen. Die Lunker im Underfillmaterial führen zu hellen Bereichen mit einem dunkleren Rand im Bild des IR-Mikroskopes, da Luft weniger Licht absorbiert und an den Oberflächen des Underfillers Licht stärker gestreut wird.

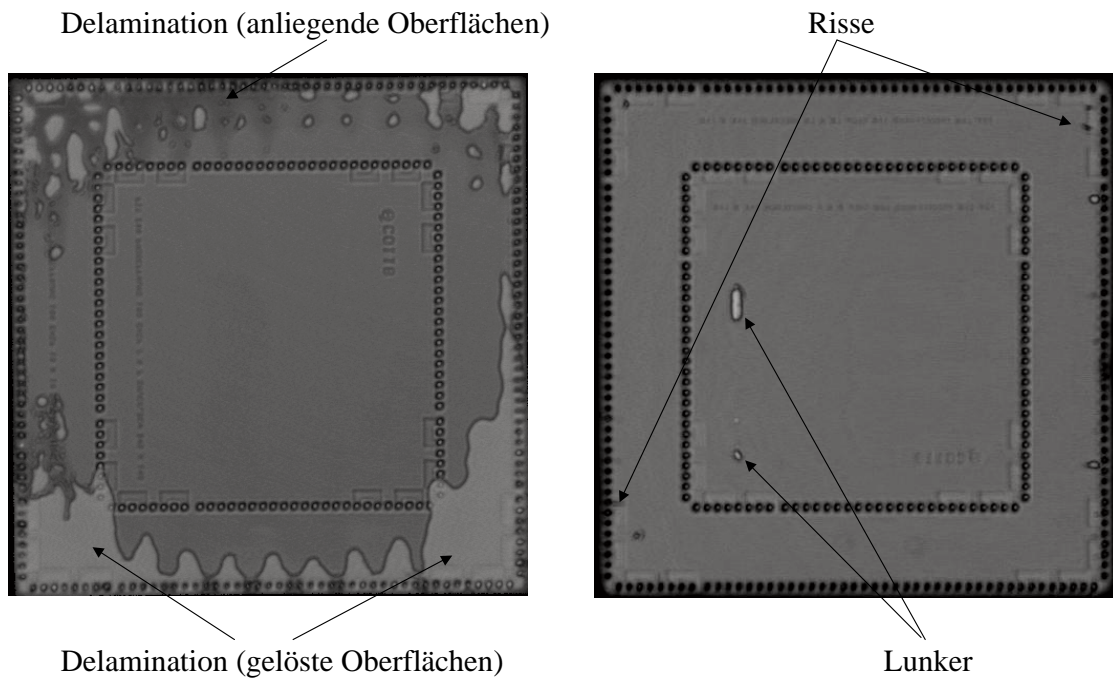


Abb. B.1: Ultraschallmikroskopische Aufnahme der Grenzflächenregion zwischen Underfiller und Chip eines $10\text{mm} \times 10\text{mm}$ -Flip-Chips

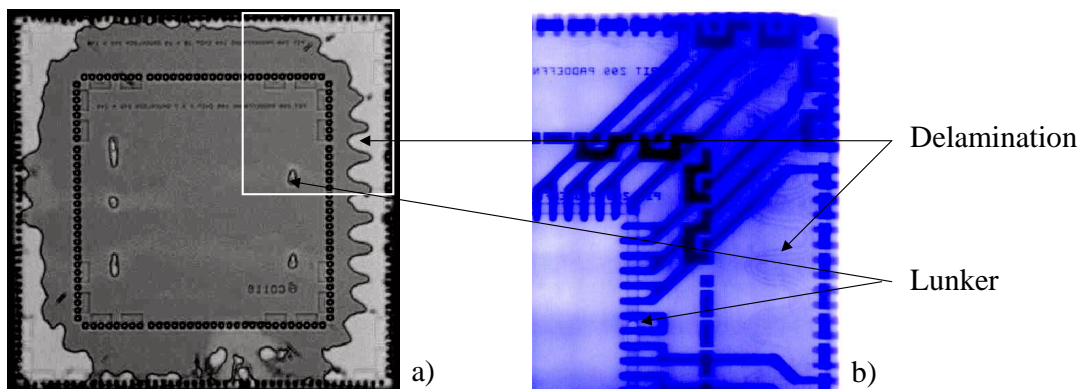


Abb. B.2: a) Ultraschall- und b) IR-mikroskopische Aufnahme eines $10\text{mm} \times 10\text{mm}$ -Flip-Chips

B.2 Elektrische Messungen

Die elektrischen Spezifikationen von kommerziellen integrierten Schaltkreisen sind international (z. B. JEDEC- oder IEEE-Standards) oder firmenintern festgelegt. Erfüllt ein Bauelement nach einem Zuverlässigkeitstest diese Spezifikationen nicht mehr, dann spricht man von einem elektrischen Ausfall. In diesem Sinne ist ein elektrischer Ausfall klar definiert. Da es für den Flip-Chip-Aufbau in dieser Arbeit keine derartigen Richtlinien gibt, wird im Folgenden in Anlehnung an beobachtete Materialveränderungen des Lotgefüges ein elektrischer Ausfall des Testaufbaus definiert.

Chip- und Leiterplattenlayout der Flip-Chip-Testvehikel orientierten sich an der IZM-Messstruktur [70], die eine Vier-Punkt-Messung einzelner Bumps und die Messung aller als Daisy-Chain in Reihe verdrahteten Bumps ermöglicht. Der Widerstandswert der Vier-Punkt-Messung (schematisch in Abb. B.3) bezieht sich nur auf den Bump und die Anschlusspads auf dem Chip und dem Substrat. In der Daisy-Chain-Messung (schematisch in Abb. B.4) setzt sich der Widerstand aus den Widerständen der Bumps und der Verdrahtung auf Chip- und Substratseite zusammen. Die Initial-Widerstände nach der Flip-Chip-Montage betrugen:

- für den Vier-Punkt-Widerstand über einem Bump ($2,3 \pm 0,3$) m Ω
- für eine Daisy-Chain von einer Chip-Seite ($0,49 \pm 0,02$) Ω und
- die gesamte Daisy-Chain über dem Chip ($2,2 \pm 0,1$) Ω .

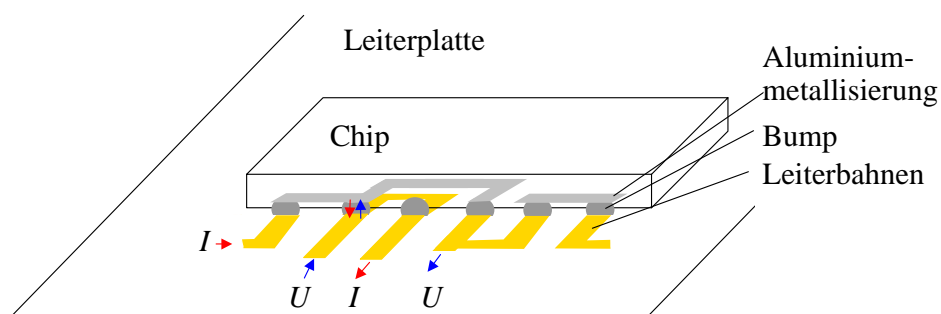


Abb. B.3: Prinzip der Vier-Punkt-Messung

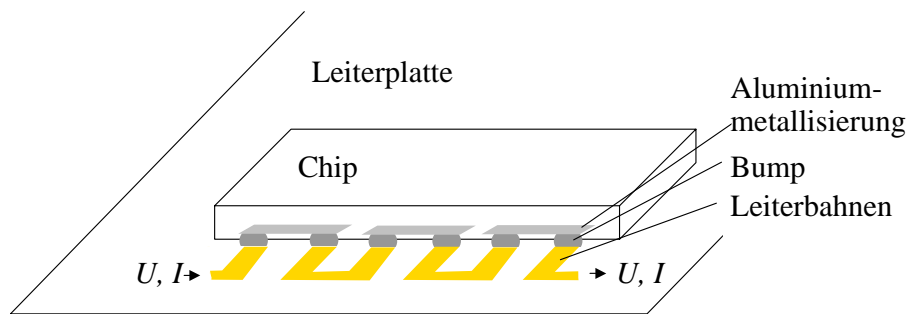


Abb. B.4: Prinzip der Daisy-Chain-Kette

Nimmt man den Lotbump als einen zylindrischen Lotstift mit $50\text{ }\mu\text{m}$ Radius und $60\text{ }\mu\text{m}$ Länge (Differenz von Standoff und Kupferleitbahndicke) ohne Kontaktwiderstand an, dann errechnet sich sein Widerstand nach dem Ohmschen Gesetz vereinfacht zu:

$$R_{\text{Bump}} = \rho_{\text{Lot}} \frac{\text{Länge}}{\text{Fläche des kleinsten Pads}} = 1,1\text{ m}\Omega,$$

wobei

$\rho_{\text{Lot}} = 14,5\text{ }\mu\Omega\text{cm}$ der Widerstand von eutektischem SnPb-Lot ist.

Das bedeutet, dass ungefähr die Hälfte des Bumpwiderstandes auf den elektrischen Widerstand im Lot zurückzuführen ist.

Diesen Betrachtungen zu Folge müsste ein Ermüdungsbruch des Lotes, der den effektiven Querschnitt auf 12,5 % der Fläche reduziert, einen Widerstandsanstieg um mindestens $8\text{ m}\Omega$ zur Folge haben. Deshalb wurde in einer Vier-Punkt-Messung über einem Bump ein Widerstandsanstieg um 400 % als Ausfall definiert.

Abb. B.5 zeigt die REM-Querschnittsaufnahme eines Flip-Chip-Bumps, der einen Widerstand von $11\text{ m}\Omega$ hat. Der Ermüdungsbruch im Lot ist deutlich zu erkennen. Er bestätigt, dass die oben getroffene Definition sinnvoll ist.

Die Daisy-Chain-Messungen wurden so nach dem Vier-Punkt-Prinzip durchgeführt, dass die Stromversorgung und Spannungsmessung jeweils über die zwei äußersten Bumps kontaktiert wurden. Die Messung über eine Seite beinhaltet 38 Bumps und die Messung über den gesamten Chip 164 Bumps. Analog zu der obigen Argumentation entsprechen $38 \cdot 1,1\text{ m}\Omega = 0,044\text{ }\Omega$ bzw. $164 \cdot 1,1\text{ m}\Omega = 0,180\text{ }\Omega$ dem Widerstandsanteil des Lotes. Unter Berücksichtigung der Tatsache, dass die Bumps unterschiedliche Schädigungen aufweisen, wird ein Widerstandsanstieg um 10 % als Ausfall definiert. In diesem Fall ist ein ausgefallener Bump in der Kette sehr wahrscheinlich.

Ein Flip-Chip wird als ausgefallen definiert, sobald eines der getroffenen Ausfallkriterien

- Widerstandsanstieg in einer Vier-Punkt-Messung über einem Bump um 400 % oder

- Widerstandsanstieg über der Daisy-Chain um 10 %

erfüllt ist, d.h. entweder eine Seite des Flip-Chips, die gesamte Daisy-Chain des Chips oder ein einzelner Bump ausgefallen ist.

Somit sind die elektrischen Spezifikationen für den hier verwendeten Flip-Chip-Aufbau festgelegt.

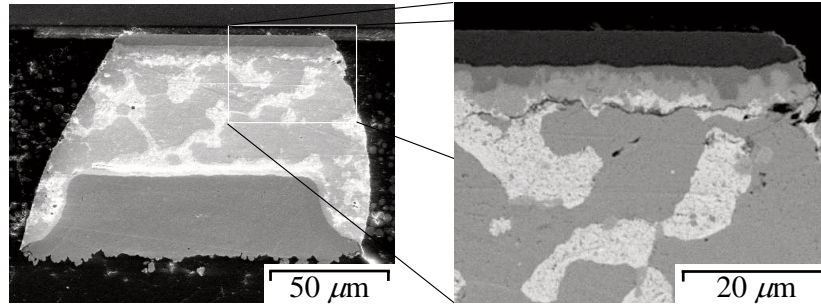


Abb. B.5: REM-Aufnahme eines Flip-Chip-Bumps nach 3000 TW's mit einem Widerstand von 11 mΩ

Literaturverzeichnis

- [1] „EIA / JEDEC-Standard 47,” Electronic Industry Association, JEDEC, Arlington, VA, 1995
- [2] „JEDEC-STD No. 22,” JEDEC Solid State Technology Association, Arlington, VA, 2001
- [3] „MIL-STD-883E, Test Methode Standard for Microcircuits,” Department of Defense, Washington D.C., USA, 1996
- [4] Wilde, J., Wondrak, W., Senske, W., „Reliability Requirements for Microtechnologies in Automotive Applications”, Proceedings of the Microengineering 99, Stuttgart, 1999
- [5] Wondrak, W., Boos, A., Constapel, R., Wilde, J., „Design for Reliability in Automotive Electronics,” Proceedings of the Microtec 2000, EXPO 2000, Hannover, 2000
- [6] AEC-Q100-REV-D, „Stress Test Qualification for Integrated Circuits,” Automotive Electronics Council, DaimlerChrysler, Delphi Delco Electronics Systems, Visteon Corporation, 2000
- [7] AEC-Q200-REV-B, „Stress Test Qualification for Passive Components,” Automotive Electronics Council, DaimlerChrysler, Delphi Delco Electronics Systems, Visteon Corporation, 2000
- [8] AEC-Q101-REV-B, „Stress Test Qualification for Discrete Semiconductors,” Automotive Electronics Council, DaimlerChrysler, Delphi Delco Electronics Systems, Visteon Corporation, 2003
- [9] Doertenbach, „Highly Accelerated Life Testing,” Qualmark Corp., Denver, 2000
- [10] „Mikroelektronik-Trendanalyse bis 2005,” Zentralverband der Elektrotechnik- und Elektronikindustrie e.V., Frankfurt, 2001
- [11] Danielsson, H., „Reliability Risks with Lead-Free Soldering and Possible Solutions,” Society of Automotive Engineers, Warrendale, PA, 2002
- [12] Reichl, H., „Direktmontage,” Springer Verlag, Berlin, Heidelberg, 1998
- [13] Lau, J. H., „Flip Chip Technologies,” McGraw-Hill, New York, 1996
- [14] Ostmann, A., Simon, J., Reichl, H., „The Pretreatment of Aluminium Bondpads for Electroless Nickel Bumping,” Proceedings of the IEEE MCM Conference, Santa Cruz, CA, S. 74-78, 1993

- [15] Ostmann, A., Aschenbrenner, R., Beutler, U., Reichl, H., „Alternative Metallization by Low Cost Electroless Plating for MCM Applications,” Workshop on MCM and VLSI Packaging Techniques, Windsor, 1994
- [16] Ostmann, A., Kloeser, J., Zakel, E., Reichl, H., „Implementation of a Chemical Wafer Bumping Process,” Proceedings of the IEPS, San Diego, S. 354-366, 1995
- [17] Audet, J., Belanger, L., Brouillette, G., Danovitch, D., Oberson, V., „Low Cost Bumping Process for Flip Chip”, Proceedings of the ITAB Symposium, San Jose, USA, 1995
- [18] Rinne, G. A., Magill, P. A., „Low Cost Solder Flip Chip,” Proceedings of the International Symposium on Advanced Packaging Materials, GA, USA, 1997
- [19] „International Technology Roadmap for Semiconductors,” 2001 edition, SEMAtech, 2001
- [20] Azdasht, Kasulke et al.: Jahresberichte des FHG-IZM, 1995
- [21] Kloeser, J., Ostmann, A., Gwiasda, J., Bechthold, F., Aschenbrenner, R., Reichl, H., „Low Cost Flip Chip Technologies Based on Chemical Nickel Bumping and Solder Printing,” The International Journal of Microcircuits and Electronic Packaging, 20(3):383-391, 1997
- [22] Li, L., Wiegele, S., Thompson, P., Lee, R. „Stencil Printing Process Development for Low Cost Flip Chip Interconnect,” Proceedings of the 48th Electronic Components and Technology Conference, Seattle, WA, S. 421-426, 1998
- [23] Lu, S.-W., Uang, R.-H., Chen, K.-C., Hu, H.-T., „Fine Pitch Low Cost Bumping for Flip Chip Technology,” IEEE/CPMT 24th International Electronics Manufacturing Technology Symposium, Austin, S. 127-130, 1999
- [24] Miller, L. F., „Controlled Collapse Reflow Chip Joining,” IBM Journal of Research and Development, 13(3):239-250, 1969
- [25] Scheel, W., „Baugruppenttechnologie in der Elektronik,” Verlag Technik, Berlin, 1997
- [26] Patra, S. K., Lee, Y. C., „Quasi-static Modeling of the Self Alignment Mechanism in Flip Chip Soldering: Single Solder Joint,” Transactions of the ASME, Journal of Electronic Packaging, 113:337-342, 1991
- [27] Patra, S. K., Lee, Y. C., „Modeling of the Self Alignment Mechanism in Flip Chip Soldering. II Multichip Solder Joints,” Proceedings of the 41st Electronic Components and Technology Conference, Atlanta, S. 783-788, 1991
- [28] Giesler, J., O'Malley, G., Williams, M., Machuga, S., „Flip Chip on Board Connection Technology: Process Characterization and Reliability,” IEEE Transactions on Components, Packaging, and Manufacturing Technology, Part B, 17(3):256-263, 1994
- [29] Wu, T. Y., Tsukada, Y., Chen, W. T., „Materials and Mechanics Issues in Flip-Chip Organic Packaging,” Proceedings of the 46th Electronic Components and Technology Conference, Orlando, S. 524-534, 1996

- [30] „Römpp Chemie Lexikon,” Herausgeber: Falke, J., Regitz, M., Georg Thieme Verlag, Stuttgart, 1999
- [31] Batzer, H., „Polymere Werkstoffe,” Band I, „Chemie und Physik,” Georg Thieme Verlag Stuttgart, 1985
- [32] Ni, G., Gordon, M. H., Schmidt, W. F., Selvam, R. P., „Flow Properties of Liquid Underfill Encapsulations and Underfill Process Considerations,” Proceedings of the 48th Electronic Components and Technology Conference, Seattle, S. 101-108, 1998
- [33] Jiang, H., „Untersuchung des Unterfüllprozesses für die Flip Chip-Technik ”, Dissertation, TU Berlin, 1999
- [34] Schwiebert, M. K., Leong, W. H., „Underfill Flow as Viscous Flow Between Parallel Plates Driven by Capillary Action,” Proceedings of the IEEE International Manufacturing Symposium, Austin, Texas, S. 8-13, 1995
- [35] Wong, C. P., Vincent, M., Shi, S., „Fast Flow and Novel Flow Underfills: Flow Rate and CTE,” IEEE Transactions on Components, Packaging and Manufacturing Technology-Part A, 21(2):360-364, 1998
- [36] Guo, Y., Lehmann G. L., Driscoll, T., Cotts, E. J., „A Model of the Underfill Flow Process: Particle Distribution Effects,” Proceedings of the 49th Electronic Components and Technology Conference, San Diego, 1998
- [37] Iwamoto, N. E., Li, M., McCaffery, S. J., Nakagawa, M., Mustoe, G., „Molecular Dynamics and Discrete Element Modeling Studies of Underfill,” The International Journal of Microcircuits and Electronic Packaging, 21(4):322-328, 1998
- [38] Nguyen, L., Quentin, C., Fine, P., Cobb, B., Bayyuk, S., Yang, H., Bidstrup-Allen, S. A., „Underfill of Flip Chip on Laminates: Simulation and Validation,” IEEE Transactions on Components and Packaging Technology, 22(2):168-176, 1999
- [39] Schubert, A., Dudek, R., Kloeser, J., Michel, B., Reichl, H., Hauck, T., Kaskoun, K., „Experimental and Numerical Reliability Investigation of FCOB Assemblies with Process-induced Defects,” Proceedings of the 50th Electronic Components and Technology Conference, Las Vegas, 2000
- [40] Lau, J. H., Pao, Y.-H., „Solder Joint Reliability of BGA, CSP, Flip Chip and Fine Pitch SMT Assemblies,” McGraw-Hill Inc., New York, 1996
- [41] Engelmaier, W., „Functional Cycles and Surface Mounting Attachment Reliability,” Circuit World, 11(3):61-72, 1985
- [42] Coffin, L. F., „A Study of the Effects of Cyclic Thermal Stresses on a Ductile Material,” Transactions of the American Society of Mechanical Engineers, 76:931-950, 1954
- [43] Manson, S. S., „Behaviour of Materials under Conditions of Thermal Stresses,” National Advisory Committee for Aeronautics TN-2933, Report 1170:317-350, 1954

- [44] Baker, E., Kessler, T., „The Influence of Temperature on Stress Relaxation in a Chill-Cast, Tin-Lead Solder,” *IEEE Transactions on Parts, Hybrids, and Packaging*, 9(4):243-246, 1973
- [45] Wong, B., Helling, D. E., Clark, R. W., „A Creep-Rupture Model for Two Phase Eutectic Solders,” *IEEE Transactions on Components, Hybrids, and Manufacturing Technology*, 11(3):284-290, 1988
- [46] Knecht, S., Fox, L., „Integrated Matrix Creep: Application to Accelerated Testing and Lifetime Prediction,” in „Solder Joint Reliability,” Herausgeber: Lau, J. H., Van Nostrand Reinhold, New York, Kap. 16, 1991
- [47] Hacke, P. L., Sprecher, A. F., Conrad, H., „Thermomechanical Fatigue of 63Sn-37Pb Solder Joints,” in „Thermal Stress and Strain in Microelectronic Packaging,” Herausgeber: Lau, J. H., Van Nostrand Reinhold, New York, Kap. 15, 1993
- [48] Darveaux, R., Banerji, K., Mawer, A. and Dody, G., „Reliability of Plastic Ball Grid Array Assemblies”, in *Ball Grid Array Technology*, Herausgeber: Lau, J. H., McGraw-Hill, Kap. 13, 1995
- [49] Grossmann, G., „Metallkundliche Grundlagen zur Zuverlässigkeit von Weichlötstellen,” *Produktion von Leiterplatten und Systemen*, (11):1642-1648, 1999
- [50] „MIL-HDBK-217F, Military Handbook, Reliability Prediction of Electronic Equipment,” Department of Defense, Washington D.C., 1991
- [51] Davis, E. M., Hardy, W. E., Schwartz, R. S., Corning, J. J., „Solid Logic Technology: Versatile High Performance Microelectronics,” *IBM Journal of Research and Development*, 8(2):102-114, 1964
- [52] Suranarayana, D., Hsiao, R., Gall, T. P., McCreary, J. M., „Flip Chip Solder Bump Fatigue Life Enhancement by Polymer Encapsulation,” *Proceedings of the 40th Electronic Components and Technology Conference*, Las Vegas, S. 338-344, 1990
- [53] Vogel, D., Schubert, A., Faust, W., Dudek, R., Michel, B., „MicroDAC - A Novel Approach to Measure in-situ Deformation Fields of Microscopic Scale,” *Microelectronics Reliability*, 36(11/12):1339-1342, 1996
- [54] Vogel, D., Luczak, F., Schubert, A., Michel, B., „MircoDAC Deformation Analysis on Solder Interconnects for Flip Chip,” *Proceedings the of InterPack*, Maui (USA), S. 1309-1316, 1999
- [55] Vogel, D., Kaulfersch, E., Simon, J., Kühnert, R., Schubert, A., Michel, B., „Measurement of Thermally Induced Strains on Flip Chip and Chip Scale Packages,” *Proceedings of the ITHERM*, Las Vegas, 2:232-239, 2000
- [56] Gektin, V., Bar-Cohen, A., Witzman, S., „Coffin-Manson Based Fatigue Analysis of Underfilled DCA,” *ASME Advances in Electronic Packaging*, 19(2):1655-1661, 1997

- [57] Pang, J. H. L., Tan, T.-I., Suresh, K. S., „Thermo-mechanical Analysis of Solder Joint Fatigue and Creep in a Flip Chip on Board Package Subjected to Temperature Cycling Loading,” Proceedings of the 48th Electronic Components and Technology Conference, Seattle, S. 878-883, 1998
- [58] Hanna, C. E., Stylianios M., Prema P., Baldwin D. F., Suresh, K. S., „Numerical and Experimental Study of the Evolution of Stresses in Flip Chip Assemblies During Assembly and Thermal Cycling,” Proceedings of the 48th Electronic Components and Technology Conference, Seattle, S. 1001-1009, 1998
- [59] Schubert, A., Dudek, R., Michel, B., „Materials Mechanics and Thermo-mechanical Reliability of Flip Chip Area Array Packages,” Proceedings of the InterPack '99, Lahiana, Hawaii, S. 181-187, 1999
- [60] Qu, J., Wong, C. P., „Effective Elastic Modulus of Underfill Material for Flip Chip Applications,” Proceedings of the 48th Electronic Components and Technology Conference, Seattle, S. 848-850, 1998
- [61] Wong, C. P., „Thermal Conductivity, Elastic Modulus and Coefficient of Thermal Expansion of Polymer Composites Filled with Ceramic Particles for Electronic Packaging,” Journal of Applied Polymer Science, 74:3396-3403, 1999
- [62] Vo, H. T., Todd, M., Shi, F. G., Shapiro, A. A., Edwards, M., „Towards Model-Based Engineering of Underfill Materials: CTE Modeling,” Microelectronics Journal, 32(4):331-338, 2001
- [63] Mirman, B. A., Knecht, S., „Creep Strains in an Elongated Bond Layer,” IEEE Transactions on Components, Hybrids, and Manufacturing Technology, 13:914-928, 1990
- [64] Mirman, B. A., „Microelectronics and the Built Up Bar Theorie,” Journal of Electronical Packaging, 114:384-388, 1992
- [65] Mirman, B. A., „Interlaminar Stresses in Layered Beams,” Journal of Electronical Packaging, 114:389-396, 1992
- [66] Zhao, J.-H., Dai, X., Ho, P. S., „Analysis and Modeling for Thermal-mechanical Deformation in Flip Chip Packages,” Proceedings of the 48th Electronic Components and Technology Conference, Seattle, S. 336-343, 1998
- [67] Strobl, G. R., „The Physics of Polymers, Concepts for Understanding their Structures and Behavior,” 2. Auflage, Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, 1996 und 1997
- [68] Fan, X. J., Wang, H. B., Lin, T. B., „Investigation of Underfill Delamination and Cracking in Flip Chip Modules under Temperature Cyclic Loading,” Proceedings of the 49th Electronic Components and Technology Conference, San Diego, S. 994-1000, 1999
- [69] Gurumurthy, C. K., Jiao, J., Norris, L. G., Hui, C. Y., Kramer, E. J., „A new Approach for Thermal Fatigue Testing of the Underfill/Passivation Interface,” Application of Fracture Mechanics in Electronic Packaging, ASME, AMD-Vol. 222/EEP-Vol. 20:41-48, 1997

- [70] Becker, K.-F., Semmens, J., Ansorge, F., Aschenbrenner, R., Reichl, H., „Qualification of Underfill Materials for Flip Chip Assemblies Using Acoustic Microscopy,” International Acoustic Imaging Symposium, Feb. 26-27, Anaheim, CA, 1998
- [71] Pearson, R. A., Komnepad, P., „Adhesion Studies of Model Epoxy Systems and Commercial Underfill Resins,” Proceedings of the IMAPS Materials, Braselton, GA, S. 344-250, 1999
- [72] Lu, J., Smith, B., Bladwin, F. „Adhesion Characterization of No Flow Underfill Baselined with Fast Flow Snap Cure,” Proceedings of the IMAPS Materials, Braselton, GA, S. 74-76 2000
- [73] Goodelle, J. P., Gilbert, J. J., Fanucci, R. E., „Evaluating Underfill Materials for High Reliability Applications,” IEEE Electronic Components and Technology Conference, Las Vegas, 2000
- [74] Rzepka, S., Feustel, F., Meusel, E., „The Effect of Underfill Imperfections on the Reliability of Flip Chip Modules: FEM Simulations and Experiments,” Proceedings of the 48th Electronic Components and Technology Conference, Seattle, S. 362-370, 1998
- [75] Schwarzl, F. R., „Polymermechanik, Struktur und mechanisches Verhalten von Polymeren,” Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, 1990
- [76] Lewen, B., „Das nichtlineare viskoelastische Verhalten von Kunststoffen am Beispiel der Zeit-Temperatur-Verschiebung und der Querkontraktionszahl,” Doktorarbeit, RWTH Aachen, Aachen, 1991
- [77] Drozdov, A. D., „Mechanics of the Viscoelastic Solids,” John Wiley & Sons, New York, 1998
- [78] Soles, C. L., Yee, A. F., „A Discussion of the Molecular Mechanisms of Moisture Transport in Epoxy Resins,” Journal of Polymer Science: Part B, 38:792-802, 2000
- [79] Comyn, J., „Adhesion Science,” The Royal Society of Chemistry, Cambridge, UK, 1997
- [80] Banks, L., Ellis, B., „The Glass Transition Temperature of an Epoxy Resin and the Effect of Absorbed Water,” Polymer Bulletin, 1:377-382, 1979
- [81] Park, C. E., Han, B. J., Bairb, H. E., „Humidity Effects on Adhesion Strength between Solder Ball and Epoxy Underfills,” Polymer, 38(15):3811-3818 , 1997
- [82] VanLandingham, M. R., Eduljee, R. F., Gillespie, J. W. Jr., „Moisture Diffusion in Epoxy Systems,” Journal of Applied Polymer Science, 71:787- 798, 1999
- [83] Nogueira, P., Ramírez, C., Torres, A., Abad, J., Cano, J., López, J., López-Bueno, I., Barral, L., „Effect of Water Sorption on the Structure and Mechanical Properties of an Epoxy Resin System,” Journal of Applied Polymer Science, 80:71-80, 2001
- [84] Antoon, M. K., Koenig, J. L., „Irreversible Effects of Moisture on the Epoxy Matrix in Glass-Reinforced Composites,” Journal of Polymer Science: Polymer Physics, 19:197-212, 1981
- [85] Diamant, Y., Marom, G., Broutman, L. J., „The Effect of Network Structure on Moisture Absorption of Epoxy Resins,” Journal of Applied Polymer Science, 26:3015-3025, 1981

- [86] Wunderle, B., „Thermomechanical Reliability of Flip Chips with Heat Spreaders,” Dissertation, TU Berlin, 2003
- [87] Caers, J. F. J. M., Oesterholt, R., Bressers, R. J. K., Mouthaan, T. J., Verwij, J. F., „Reliability of Flip Chip on Board - First Order Model for the Effect on Contact Integrity of Moisture Penetration in the Underfill,” Proceedings of the 48th Electronic Components and Technology Conference, Seattle, 1998
- [88] Wong, E. H., Chan, K. C., Rajoo, R., Lim, T. B., „The Mechanics and Impact of Hygroscopic Swelling of Polymeric Materials in Electronic Packaging,” Proceedings of the 50th Electronic Components and Technology Conference, Las Vegas, 2000
- [89] Uschitsky, M., Suhir, E., „Moisture Diffusion in Epoxy Molding Compounds Filled with Particles,” Journal of Electronic Packaging, 123:47-51, 2001
- [90] Barraza, H. J., Aktas, L., Hamidi, Y. K., Long, J. Jr., O’Rear, E., Altan, M. C., „Moisture Absorption and Wet-Adhesion Properties of Resin Transfer Molded (RTM) Composites Containing Elastomer-Coated Glass Fibers,” Journal of Adhesion Science and Technology, 17(2):217-242, 2003
- [91] Gerthsen, C., Vogel, H., „Gerthsen Vogel: Physik,” 17. Auflage, Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, 1993
- [92] Ehrenstein, G. W., „Oberflächenspannungen von Kunststoffen- Messmethoden am LKT,” Internetpublikation, Lehrstuhl für Kunststofftechnik, Universität Erlangen, 2003
- [93] Owens, D. K., Wendt, R. L., „Estimation of the Surface Free Energy of Polymers,” Journal of Applied Polymer Science, 13:1741-1747, 1969
- [94] Rabel, W., „Einige Aspekte der Benetzungstheorie und ihre Anwendung auf die Untersuchung und Veränderung der Oberflächeneigenschaften von Polymeren,” Farbe und Lack, 77:997-1006, 1971
- [95] Wu, S., „Polar and Nonpolar Interactions in Adhesion,” Journal of Adhesion, 5:39-55, 1972
- [96] Egitto, F. D., Matienzo, L. J., „Plasma Modification of Polymer Surfaces for Adhesion Improvement,” IBM Journal of Research and Development, 38(4):423-440, 1994
- [97] Petasch, W., Räuchle, E., Walker, M., Elsner, P., „Improvement of the Adhesion of Low-Energy Polymers by a Short-Time Plasma Treatment,” Surface and Coatings Technology, 74/75:682-688, 1995
- [98] Brown, H. R., „Polymer Adhesion,” Materials Forum, 24:49-58, 2000
- [99] Tuominen, A., Lehtinen, V., Ristolainen, E., „Qualification of Underfills, Fluxes and Solder Resist for Flip Chip Applications”, Electrochemistry, 67(8), 1999
- [100] Tay, A. A. O., Lin, T. Y., „Moisture-Induced Interfacial Delamination Growth in Plastic IC Packages During Solder Reflow,” Proceedings of the 48th Electronic Components and Technology Conference, Seattle, 1998

- [101] Dudek, R., Walter, H., Michel, B., Alpern, P., Schmidt, R., Tilgner, R., „Studies on Parameters for Popcorn Cracking,” Polytronic 2001, Potsdam, 2001
- [102] Ferguson, T., Qu, J., „Moisture Absorption of No-Flow Underfill Materials and its Effect on Interfacial Adhesion to Solder Mask Coated FR4 Printed Wiring Boards,” Proceedings of the 2001 International Symposium on Advanced Packaging Materials Processes, Properties, and Interfaces, Braselton, GA, S. 327-332, 2001
- [103] Luo, S., Wong, C. P., „Influence of Temperature and Humidity on Adhesion of Underfills for Flip Chip Packaging,” Proceedings of the 51th Electronic Components and Technology Conference, Orlando, S. 155-162, 2001
- [104] O'Brien, „Durability of Adhesive Joints Subjected to Environmental Stress,” PhD thesis, Virginia Polytechnic Institute and State University, Blacksburg, Virginia, 2003
- [105] Takahashi, K. M., Sullivan, T. M., „AC Impedance Measuremt of Evironmental Water in Adhesive Interfaces,” Journal of Applied Physics, 66:3192-3201, 1989
- [106] Takahashi, K. M., „AC Impedance Measurements of Moisture in Interfaces between Epoxy and Oxidized Silicon,” Journal of Applied Physics, 67:3419-3429, 1990
- [107] Kent, M. S., McNamara, W. F., Fein, D. B., Domeier, L. A., Wong, A. P. Y., „Water Adsorption in Interfacial Silane Layers by Neutron Reflection: 1. Silane Finish on Silicon Wafers,” Journal of Adhesion, 69:121-138, 1999
- [108] Kent, M. S., McNamara, W. F., Baca, P. M., Wright, W., Domier, L. A., Wong, A. P. Y., Wu, L. W., „Water Adsorption in Interfacial Silane Layers by Neutron Reflection: 2. Epoxy + Silane Finish on Silicon Wafers,” Journal of Adhesion, 69:139-163, 1999
- [109] Nguyen, T., Byrd, E., Bentz, D., „Quantifying Water at the Organic Film/Hydroxylated Substrate Interface,” Journal of Adhesion, 48:169-194, 1995
- [110] Tu, Y., Spelt, J. K., „Blistering as a Form of Degradation in Adhesive Joints,” Journal of Adhesion, 72:359-372, 2000
- [111] Blish, R., Durrant, N., „Semiconductor Device Realiability Failure Models,” International Sematech, Inc., 2000
- [112] Sinnadurai, N., „The Correct Model for, and Use of, HAST,” Advances Reliability Workshop, 25th Nov., London, 2002
- [113] Zubelewicz, A., Tokarz, R. F., Kuracina, R. P., McGinniss, J. L. Jr., „Mechanical Deflection System - an Innovative Test Method for SMT Assemblies,” Advances in Electronic Packaging, 10-2:1167-1172, 1995
- [114] Basaran, C., Chandaroy, R., „Mechanics of Pb40/Sn60 Near-Eutectic Solder Alloys Subjected to Vibrations,” Applied Mathematical Modelling, 22:601-627, 1998
- [115] Pang, J. H. L., Ang, K. H., Shi, X. Q., Wang, Z. P., „Reliability Test Methology Using Thermo-Mechanical Deflection,” Advances in Electronic Packaging, 26-1:2077-2082, 1999

- [116] Pang, J. H. L., Ang, K. H., Shi, X. Q., Wang, Z. P., „Highly Accelerated Solder Joint Reliability Test Using a Thermo-Mechanical Deflection System,” *Journal of Electronics Manufacturing*, 10(1):47-49, 2000
- [117] Zhao, Y., Basaran, C., Cartwright, A., Dishongh, T., „Thermomechanical Behavior of Micron Scale Solder Joints under Dynamic Load,” *Mechanics of Materials*, 32:161-173, 2000
- [118] Xie, D. J., „A new Experimental Method to Evaluate Creep Fatigue Life of Flip Chip Solder Joints with Underfill,” *Microelectronics Reliability*, 40:1191-1198, 2000
- [119] Schmidt, P. F., „Praxis der Rasterelektronenmikroskopie und Mikrobereichsanalyse,” Expert-Verlag, Renningen-Malmsheim, 1994
- [120] Wong, E. H., Chan, K. C., Lim, T. B., Lam, T. F., „Non-Fickian Moisture Properties Characterisation and Diffusion Modeling for Electronic Packages,” *Proceedings of the 49th Electronic Components and Technology Conference*, San Diego, 1999
- [121] Dudek, R., Walter, H., Michel, B., „Studies on Moisture Diffusion and Popcorn Cracking,” *Proceedings of the 52th Electronic Components and Technology Conference*, San Diego, 2002
- [122] Ferguson, T., Qu, J., „Effect of Moisture on the Interfacial Adhesion of the Underfill/Solder Mask Interface,” *Transactions of the ASME*, 124(6):106-110, 2002
- [123] Crank, J., „The Mathematics of Diffusion,” Clarendon Press, Oxford, 1975
- [124] Seferis, J. C., Chung, K., Buehler, F. U., Takatoya, T., „Heat and Water Mass Transfer Modeling in Polyimide Based Advanced Composites,” *Polymer Degradation and Stability*, 68:43-51, 2001
- [125] Vieth, W. R., „Diffusion in and through Polymers”, Carl Hanser Verlag, München, 1991
- [126] Pethrick, R. A., Hollins, E. A., McEwan, I., MacKinnon, A. J., Hayward, D., Cannon, L. A., Jenkins, S. D., McGrail, P. T., „Dielectric, Mechanical and Structural, and Water Absorption Properties of Thermoplastic-Modified Epoxy Resin: Poly(ethersulfone)-Amine Cured Epoxy Resin,” *Macromolecules*, 29:5208-5214, 1996
- [127] Musto, P., Ragosta, G., Mascia, L., „Vibrational Spectroscopy Evidence for the Dual Nature of Water Sorbed in Epoxy Resins,” *Chemistry of Materials*, 12:1331-1341, 2000
- [128] Weir, M. D., Bastide, C., Sung, C. S. P., „Characterization of Interaction of Water in Epoxy by UV Reflection Spectroscopy,” *Macromolecules*, 34:4923-4926, 2001
- [129] Luo, S., Leisen, J., Wong, C. P., „Study on Mobility of Water and Polymer Chains in Epoxy for Microelectronic Application,” *Proceedings of the 51th Electronic Components and Technology Conference*, Orlando, 2001
- [130] Damian, C., Espuche, E., Esoubles, M., „Influence of Three Ageing Types (Thermal Oxidation, Radiochemical and Hydrolytic Ageing) on Structure and Gas Transport Properties of Epoxy-Amine Networks,” *Polymer Degradation and Stability*, 72:447-458, 2001

- [131] Shi, Y., Tay, A. A. O., Wong, E. H., Ranjan, R., „An Effective Methode of Characterizing Moisture Desorption of Polymeric Materials at High Temperature,” Electronics Packaging Technology Conference 2002, Singapore, 2002
- [132] Soles, C. L., Chang, F. T., Gidley, D. W., Yee, A. F., „Contributions of Nanovoid Structure to the Kinetics of Moisture Transport in Epoxy Resins,” Journal of Polymer Science: Part B, 38:776-791, 2000
- [133] Denton, D. D., Day, D. R., Priore, D. F., Senturia, S. D., „Moisture Diffusion in Polyimide Films in Integrated Circuits,” Journal of Electronic Materials, 14(2):119-135, 1985
- [134] Puig, O., Martinot, C., Roustan, P., „Moisture Ingress and Absorption in a CCD Package,” Proceedings of POLY'98, Paris, 1998
- [135] „Finite Element Handbook,” Herausgeber: Kardestuncer, H., Norrie, D. H., McGraw-Hill, Inc., New York, 1987
- [136] Kohnke, P., „ANSYS Theory Reference,” Version 5.7., ANSYS, Inc., 2000
- [137] „ABAQUS Analysis User's Manual,” Version 5.8., ABAQUS, Inc., Pawtucket, RI, USA, 1998
- [138] Reddy, J. N., „Energy Principles and Variational Methods in Applied Mechanics,” John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, New Jersey, 2002
- [139] Leisa, A.W., „Vibration of Plates,” Acoustical Society of America, Woodbury, New York, (1993)
- [140] „CRC Handbook of Chemistry and Physics,” Herausgeber: Weast, C. R., Melvin, J. A., 59. Ausgabe, CRC Press, Inc., West Palm Beach, Florida, 1978-1979
- [141] Bronstein, I. N., Semendajajew, K. A., Musiol, G., Mühlig, H., „Taschenbuch der Mathematik,” Verlag Harri Deutsch, 2. Auflage, Frankfurt am Main, 1995
- [142] „Dubbel. Taschenbuch für den Maschinenbau,” Herausgeber: Beitz, W., Küttner, K.-H., Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, New York, 1981
- [143] Rossing, T. D., Flechter, N. H., „Principles of Vibration and Sound,” Springer-Verlag, New York, 1994
- [144] Lin, D., Jiang, H., Jung, E., Zakel, E., Reichl, H., „Investigation of Flip Chip Underfiller Using Acousto- and Infrared Microscopy,” Proceedings of the International Acoustic Micro Imaging Symposium (IAMIS), San Diego, USA, 1996
- [145] Henaff-Gardin, C., Lafarie-Frenot, M. C., „Specificity of Matrix Cracking Development in CFRP Laminates under Mechanical or Thermal Loadings,” International Journal of Fatigue, 24:171-177, 2002
- [146] McMurray, M. K., Amagi, S., „The Effect of Time and Temperature on Flexural Creep and Fatigue Strength of a Silica Particle Filled Epoxy Resin,” Journal of Materials Science, 34:5927-5936, 1999

- [147] Al-Ghamdi, A. H., Ashcroft, I. A., Crocombe, A. D., Abdel-Wahab, M. M., „Crack Growth in Adhesively Bonded Joints Subjected to Variable Frequency Fatigue Loadings,” *Journal of Adhesion*, 79:1161-1182, 2003
- [148] Gladkov, A., Bar-Cohen, A., „Parametric Dependence of Fatigue of Electronic Adhesives,” *IEEE Transactions on Components and Packaging Technology*, 22(2):200-208, 1999
- [149] Loh, W. K., Crocombe, A. D., Abdel Wahab, M. M., Watts, J. F., Ashcroft, I. A., „The Effect of Moisture on the Failure Locus and Fracture Energy of an Epoxy-Steel Interface,” *Journal of Adhesion Science and Technology*, 16(11):1407-1429, 2002
- [150] Wu, D., Bingzhi, S., Lee, Y. C., Dunn, M. L., „Prediction of Fatigue Crack Initiation between Underfill Epoxy and Substrate,” *Proceedings of the 50th Electronic Components and Technology Conference*, Las Vegas, S. 646-649, 2000
- [151] „Begriffe und Verfahren der Zuverlässigkeit,” Robert Bosch GmbH, Gerlingen, 1996

Lebenslauf

Name:	Ingolf Rau
Geburtstag:	19. Januar 1975
Geburtsort:	Karl-Marx-Stadt
1981-1989	Polytechnische Oberschule in Karl-Marx-Stadt
1989-1993	Spezialschule mathematisch naturwissenschaftlich technischer Richtung in Karl-Marx-Stadt, ab 1991 Gymnasium
1993	Allgemeine Hochschulreife
1993-1994	Studium der Physik an der Technischen Universität Chemnitz
1994-1995	Grundwehrdienst in Kempten, Allgäu
1995-1997	Studium der Physik an der Technischen Universität Chemnitz
1997-1998	Studium der Elektrotechnik an der University of Delaware, USA
1998-1999	Studium der Physik an der Technischen Universität Chemnitz
Sep. 1999	Abschluss des Studiums als Diplomphysiker am Institut für Physik der Technischen Universität Chemnitz
1999-2002	Tätigkeit als Doktorand bei der Robert Bosch GmbH in Waiblingen unter wissenschaftlicher Betreuung an der Technischen Universität Berlin
seit 2002	Entwicklungsingenieur bei der Infineon Technologies Dresden GmbH & Co. OHG in Dresden